



TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
DARMSTADT

ULB

Fertigungsgetriebene Gestaltung zellulärer Strukturen beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen

Großmann, Alexander
(2020)

DOI (TUprints): <https://doi.org/10.25534/tuprints-00014474>

Lizenz:



CC-BY-NC-ND 4.0 International - Creative Commons, Namensnennung, nicht kommerziell, keine Bearbeitung

Publikationstyp: Dissertation

Fachbereich: 16 Fachbereich Maschinenbau

Quelle des Originals: <https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/14474>

Fertigungsgetriebene Gestaltung zellulärer Strukturen beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen

Vom Fachbereich Maschinenbau
an der Technischen Universität Darmstadt
zur
Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte

D i s s e r t a t i o n

vorgelegt von

Alexander Großmann, M. Sc.

aus Calw

Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. habil. Christian Mittelstedt
Mitberichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Claus Emmelmann
Tag der Einreichung:	26.06.2020
Tag der mündlichen Prüfung:	08.09.2020

Darmstadt 2020
D 17

Alexander Großmann

Fertigungsgetriebene Gestaltung zellulärer Strukturen beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt

Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUpriints: 2020

Tag der mündlichen Prüfung: 08.09.2020

URN: urn:nbn:de:tuda-tuprints-144746

URL: <https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/id/eprint/14474>

Veröffentlicht unter CC-BY-NC-ND 4.0 International

<https://creativecommons.org/licenses/>

Vorwort

Die vorliegende Arbeit ist im Rahmen meiner Tätigkeit als Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fachgebiet Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen an der Technischen Universität Darmstadt entstanden.

Mein besonderer Dank geht dabei zunächst an meinen Betreuer Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Christian Mittelstedt, Leiter des Instituts Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen. Seine Unterstützung und die gewährte Freiheit bei der Erarbeitung trugen maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit bei.

Der Dank geht ebenfalls an Herrn Prof. Dr.-Ing. Claus Emmelmann, Leiter des Instituts für Laser- und Anlagensystemtechnik an der Technischen Universität Hamburg-Harburg und des Fraunhofer Instituts für Additive Produktionstechnologien, für die Bereitschaft zur Übernahme des Korreferats.

Am Institut waren mir zahlreiche interessante Gespräche mit wissenschaftlichen Kollegen unterschiedlichster Disziplinen möglich. An dieser Stelle danke ich meinen Kollegen aus dem wissenschaftlichen und technisch-administrativen Bereich für die konstruktiven Diskussionen im Verlauf meiner Promotion.

Meinen Studenten, die mich in besonderer Weise beim Aufbau des Forschungsgebiets additive Fertigung am Institut unterstützt haben, möchte ich an dieser Stelle meinen herzlichen Dank für ihr Engagement, ihre Aufgeschlossenheit und Loyalität aussprechen.

Den größten Dank widme ich meiner Familie, dass sie da ist und mein Leben bereichert.

Zusammenfassung

Das pulverbasierte Laserstrahlschmelzen gilt als prominenter Vertreter schichtaditiver Fertigungsverfahren zur Herstellung komplexer metallischer Bauteile. Das Verfahren, welches überdurchschnittliche Marktwachstumsraten besitzt und zunehmend in der industriellen Produktion Anwendung findet, wird in Kombination mit Leichtbau als potentielle Game-Changer-Technologie angesehen. Während die Optimierung der Bauteiltopologie auf der Makroskala zunehmend zum Industriestandard gehört, werden zelluläre Strukturen auf der Mesoskala, welche weitere signifikante Gewichtseinsparungen versprechen, bislang eher selten eingesetzt. Mit dieser Arbeit soll ein Beitrag zur fertigungsgetriebenen Gestaltung zellulärer Strukturen beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen geleistet werden. Während die Prozessparameter auf der Makroskala bereits weitreichenden Einfluss auf die Qualität von Bauteilen haben, ist deren Einfluss bei zellulären Mesostrukturen noch ausgeprägter und sollte dementsprechend Einzug in die Konstruktion finden. Die prozessabhängige Schmelzbadgeometrie definiert die Strebenbreite und somit auch die mechanische Eigenschaft einer zellulären Struktur, die mit dem pulverbasierten Laserstrahlschmelzen hergestellt wird.

Zunächst wird hier das Schmelzbad als grundlegende Konstruktionsgröße für zelluläre Mesostrukturen im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen untersucht. Dazu wird die prozessabhängige Breite einer Einzelschmelzbahn als technisch einfachstem Fall für die Materialien AlSi10Mg, AlMgSc, MS1, 316L, IN625 und Ti6Al4V analysiert. Anschließend werden für dieselben Materialien die prozessabhängigen Strebenbreiten bei einer Konturbelichtung von rechteckigen und runden Querschnitten als Repräsentanten plattenförmiger und strebenbasierter zellulärer Strukturen untersucht. Danach werden in einer Dimensionsanalyse für die Einzelbahn- und die Konturbelichtung dimensionslose Kennzahlen hergeleitet. Diese sind einerseits die aus der Literatur bekannte Peclet-Zahl sowie eine entdimensionierte Leistung. Die hergeleiteten Kennzahlen erlauben für beide Belichtungsstrategien eine materialunabhängige Charakterisierung der Strebenbreite über einen dimensionslosen Funktionszusammenhang.

Darauf aufbauend wird das prozessabhängige mechanische Verhalten zellulärer Mesostrukturen für den Werkstoff AlSi10Mg untersucht. Hierbei werden eine

Hexagonalkernstruktur und eine flächenzentrierte Gitterstruktur mit vertikalen Streben (f2ccz) als jeweilige Repräsentanten für plattenbasierte und strebenförmige zelluläre Mesostrukturen betrachtet. Initial werden Modelle zur theoretischen Ermittlung der relativen Dichte, also dem Anteil des Strebenvolumens am Gesamtvolumen, hergeleitet und zahlreiche Parameterstudien durchgeführt. Zudem werden mit den Methoden der Mikromechanik effektive elastische Eigenschaften der zellulären Strukturen hergeleitet und ebenfalls mehrere Parameterstudien für Hexagonalkern- und Gitterstrukturen bereitgestellt. Die analytischen Untersuchungen werden mit Finite-Elemente-Analysen sowie den prozessabhängigen Eigenschaften der additiv gefertigten zellulären Strukturen verglichen und hinsichtlich ihrer Güte und Anwendbarkeit bewertet. Darüber hinaus wird am Beispiel einer f2ccz-Gitterstruktur der Einfluss der Bauteilposition auf die Steifigkeit und die Festigkeit zellulärer Strukturen untersucht.

Die vorliegende Arbeit liefert damit ein konzeptionelles Rahmenwerk zur Auslegung zellulärer Strukturen von der Laserstrahlführung bis zum mechanischen Verhalten. Demnach können für eine gewünschte mechanische Eigenschaft die zugehörige relative Dichte, Strebenbreite sowie die notwendigen Prozessparameter über die bereitgestellten Diagramme und Formulierungen direkt ermittelt werden.

Abstract

Laser powder bed fusion is known as a prominent representative for layerwise additive manufacturing techniques, which are currently experiencing above-average market growth rates. In combination with advanced lightweight design, it is considered a potential game-changer to the industry. Topology optimization and design for manufacturing at the macroscale find increasing acceptance within industrial production. Cellular mesostructures, which promise further weight reduction, are less frequently used in series components.

This contribution aims at the manufacturing-driven design of cellular mesostructures in laser powder bed fusion. On the macroscale, the process parameters significantly affect the resulting properties. At the mesoscale, this effect is more pronounced. The geometry of the melt pool, which is defined by the process parameters, determines the strut thickness and thus the mechanical behavior of the cellular structure, which is manufactured by laser powder bed fusion.

Therefore, initially, the melt pool width as the fundamental design quantity is investigated. The process-dependent width of the melt pool for a single melt track as the easiest technically applicable case is first considered. Here, the powder alloys AlSi10Mg, AlMgSc, MS1, 316L, IN625, and Ti6Al4V are regarded. Then, the same procedure is carried out for two adjacent melt tracks with rectangular and circular cross-section, known as contour exposure. These represent plate-based and strut-based cellular structures. Afterward, non-dimensional numbers are obtained by dimensional analysis. On the one hand, the Peclet-number is derived, which is well-known in the welding literature, and on the other hand, a non-dimensional laser power, which is introduced as the specific laser power. Both allow a material-independent characterization of the melt pool width by a non-dimensional function.

Further, the process dependent mechanical properties of cellular mesostructures are investigated for the powder alloy AlSi10Mg. Here, a plate-based honeycomb structure and a strut-based face-centered lattice structure with vertical struts (f2ccz) are considered. At the start, theoretical models to determine the relative density are derived, which is a ratio between the strut volume and the total volume of the cellular structure. Then micromechanical models are used to

obtain effective elastic properties. Extensive parameter studies for both the relative density and the effective elastic properties are provided. Finally, the analytical models are compared with Finite Element Analysis studies and the corresponding process-dependent mechanical properties of the additively manufactured structures. On this basis, the applicability of the closed-form analytical models are assessed. Additionally, the influence of the specimen position on the build plate on the mechanical properties is investigated for an f2ccz lattice structure.

The present contribution thus delivers a conceptional framework to design cellular structures ranging from process considerations to mechanical properties. Thus, for a required mechanical property the corresponding relative density, strut thickness, and belonging process parameters can be directly obtained using the present work.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	iii
Zusammenfassung	v
Abstract	vii
1. Einleitung	1
1.1. Motivation	1
1.2. Zielsetzung und Methodik	3
2. Grundlagen	7
2.1. Pulverbasiertes Laserstrahlschmelzen	7
2.1.1. Abgrenzung und Verfahrensbeschreibung	7
2.1.2. Prozessführung	10
2.1.3. Terminologie	13
2.1.4. Abhängigkeiten mechanischer Eigenschaften	15
2.2. Zelluläre Strukturen	18
2.2.1. Klassifizierung und untersuchte Geometrien	18
2.2.2. Mechanische Eigenschaften zellulärer Strukturen	19
3. Stand der Technik	23
3.1. Pulverbasiertes Laserstrahlschmelzen zellulärer Strukturen	23
3.1.1. Aluminiumlegierung AlSi10Mg	25
3.1.2. Titanlegierung Ti6Al4V	26
3.1.3. Edelstahllegierung 316L	27
3.1.4. Nickelbasislegierungen IN625 & IN718	28
3.2. Schmelzbadcharakterisierung	28
3.2.1. Einzelbahnbelichtung	30
3.2.2. Kontur- und Flächenbelichtung	31
3.2.3. Dimensionslose Kennzahlen	32
3.3. Biomimetisches Design	34
3.4. Zusammenfassung und Forschungsbedarf	37

4. Schmelzbadcharakterisierung	43
4.1. Dimensionsbehaftete Prozessentwicklung	43
4.1.1. Einzelbahnbelichtung	43
4.1.2. Konturbelichtung	48
4.2. Dimensionslose Schmelzbadcharakterisierung	56
4.2.1. Einzelbahnbelichtung	57
4.2.2. Konturbelichtung	60
5. Hexagonalkernstrukturen	65
5.1. Theoretische Betrachtungen	65
5.1.1. Relative Dichte	65
5.1.2. Energiebasierte Ermittlung effektiver Eigenschaften	68
5.1.3. Vergleich unterschiedlicher Modellierungen	73
5.2. Experimentelle Untersuchungen	74
5.2.1. Grundlegende Fertigungsbeschränkungen	74
5.2.2. Werkstoffdichte und relative Dichte	75
5.2.3. Druckversuche	76
6. Gitterstrukturen	87
6.1. Theoretische Betrachtungen	87
6.1.1. Relative Dichte	87
6.1.2. Mikromechanische Modellierung effektiver Eigenschaften	90
6.1.3. Numerische Verifikation und Literaturvergleich	102
6.1.4. Parameterstudie	105
6.2. Experimentelle Untersuchungen	111
6.2.1. Versuchsbedingungen	111
6.2.2. Fertigungseinflüsse auf die Bauteilqualität	112
6.2.3. Relative Dichte	114
6.2.4. Werkstoffdichte	115
6.2.5. Druckversuche	115
6.2.6. Einfluss der Bauteilposition	118
7. Abschließende Bemerkungen	129
7.1. Zusammenfassung	129
7.2. Ausblick	130
Literatur	133
Abbildungsverzeichnis	149
Tabellenverzeichnis	157

A. Veröffentlichungen	159
B. Abkürzungen und Symbole	163
C. Materialdaten	169
D. Prozessfenster	171
E. Mikromechanische Modellierung	175
F. Relative Dichte Hexagonalkerne	177

1. Einleitung

1.1. Motivation

Natürliche Strukturen unterliegen einem kontinuierlichen Optimierungsprozess. Folglich passen sich diese iterativ den zugrundeliegenden Rahmenbedingungen und Belastungen an. Betrachtet man beispielsweise den menschlichen Knochen, welcher als Leichtbauvorbild der Natur gilt, dann wird deutlich, dass dieser sich simultan auf mehreren Skalen an die vorherrschenden Lasten anpasst. Dadurch entsteht ein optimales Steifigkeits-Gewichts-Verhältnis der jeweiligen Knochenstruktur. Dabei passt sich auf der Makroskala die Topologie der Struktur an, während sich auf der Mesoskala eine zelluläre Struktur ausbildet. Die Mechanismen der Knochenformation verhalten sich lastadaptiv [1] und die Natur fungiert hier als eine Art 3D-Drucker, sodass sich bei stark belasteten Knochen, z.B. bei Sportlern, eine dichte plattenförmige zelluläre Struktur ausbildet, während konventionell belastete Knochenstrukturen eher strebenförmige zelluläre Mesostrukturen enthalten [2].

Vor dem Hintergrund des starken Bevölkerungswachstums sowie dem damit verbundenen rapide ansteigenden Materialverbrauch und der dadurch zunehmenden Emissionsbelastung wird dem Leichtbau im Hinblick auf eine nachhaltige ressourcen- und energieeffiziente Produktion von Morgen eine Schlüsselrolle zugesprochen [3]. Angesichts dieser ergaben sich folgende Forderungen von Allwood & Cullen [4]: Bereits im Designprozess materialsparend zu konstruieren, den Abfall der Fertigung zu minimieren, Fertigungsabfälle und alte Komponenten vor dem Recycling wiederzuverwenden, Produktlebenszyklen zu verlängern und den Gesamtverbrauch zu reduzieren.

Die additive Fertigung, oder Additive Manufacturing (AM), ermöglicht erstmals die Fertigung derart komplexer Strukturen, wie dem oben beschriebenen Knochen, und gilt dementsprechend als Schlüsseltechnologie für eine nachhaltigere Produktion durch biomimetisches Design in technischen Serienbauteilen [5, 6]. Das pulverbasierte Laserstrahlschmelzen, oder kurz LPBF-Verfahren, (von engl. *laser powder bed fusion*) gehört zur Klasse der AM-Verfahren und wird seit den 1990er Jahren zunehmend in der industriellen Produktion genutzt. Es beschreibt

ein Fertigungsverfahren, bei dem aus Metallpulver schichtweise durch Energieeintrag mittels Laser Bauteile gefertigt werden können. Die Technologie besitzt Wettbewerbsvorteile gegenüber konventionellen Fertigungsverfahren, sofern die Bauteile einen hohen Grad an Individualisierung und Komplexität aufweisen. Man spricht in diesem Zusammenhang von *individualization for free* und *complexity for free*. Abb. 1.1 verdeutlicht diese Vorteile von additiven gegenüber konventionellen Fertigungsverfahren.

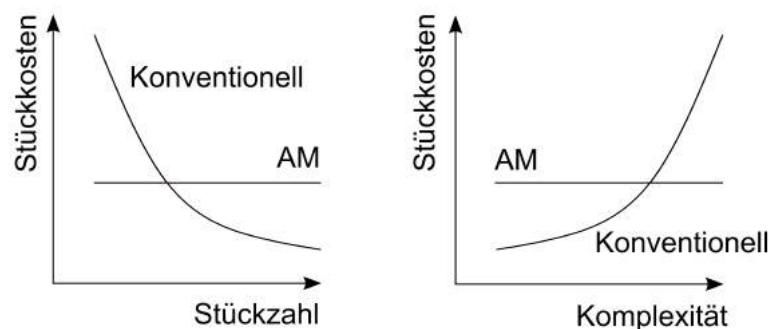


Abbildung 1.1.: Mehrwert der additiven Fertigung gegenüber konventionellen Fertigungsverfahren.

Weiterhin weisen AM- und LPBF-Verfahren gegenüber subtraktiven und formativen Fertigungsverfahren dahingehend Potential auf, dass abfallarm produziert werden kann [7] und nur dort Material platziert wird, wo es ein gegebener Lastfall im Bauteil erforderlich macht [8]. Es besteht die Möglichkeit zur Entwicklung bionisch inspirierter Bauteile [6]. Die mit der Technologie verbundenen Möglichkeiten des Leichtbaus erfordern jedoch ein grundlegendes Umdenken in der Konstruktion [9], bergen aber gleichzeitig das Potential, bessere Produkte mit höherer Lebensdauer zu entwickeln und dabei signifikant Ressourcen zu schonen [7]. Dadurch werden natürliche Rohstoffe gespart und der Energieverbrauch als auch die Emissionsbelastung reduziert. Diese Einsparungen sind im Zuge des Bevölkerungswachstums und der damit verbundenen erhöhten Nachfrage dringend erforderlich [4, 10]. Der Leichtbau und AM werden damit als „Game-Changer-Technologie“ angesehen, was auch im Rahmen der Reichweitenfrage im Zuge der Elektromobilität an Bedeutung gewinnt [3]. Die AM-Technologie weist derzeit überdurchschnittliche Marktwachstumsraten von über 20 % p.a. in den Segmenten Material, Maschine und Dienstleistungen auf und wird als potentieller Game-Changer für die Produktionstechnik angesehen [11, 12], wobei hohe Bauraten bei dichten Bauteilen die Schlüsselherausforderung für die Serienfertigung sind [13].

Die oben beschriebenen zellulären Strukturen verfügen über ein ausgezeichnetes Steifigkeits-Gewichts-Verhältnis und finden vielfältige Anwendung in der Luft- und Raumfahrt, Elektronik, Technischen Chemie, Medizintechnik sowie im Maschinen- und Anlagenbau [2, 14]. Ausgewählte Beispiele sind Crash-Absorber [15, 16], Schallschutzelemente, optische Elemente, Wärmetauscher [17], Drucktanks, Batterieelektroden [18] und Chromatographiesäulen [19]. Durch Additive Manufacturing (AM) wird erstmals eine reproduzierbare Herstellung der Strukturen möglich, was letztlich für viele Anwendungen die Chance eines Technologiesprungs schafft [20]. Anwendungsspezifisch sind neben den mechanischen Eigenschaften der Struktur und des Materials oftmals auch die thermischen, optischen, akustischen, chemischen, magnetischen und tribologischen Eigenschaften von Interesse [2, 14]. Entsprechend kommen für die Produktion von additiv gefertigten zellulären Strukturen neben polymeren ebenfalls keramische und metallische Werkstoffe in Frage, wobei Metalle und die zugehörigen AM-Verfahren, wie LPBF, zunehmend an Bedeutung gewinnen [21]. Gängige Pulverwerkstoffe für LPBF von zellulären Strukturen sind dabei die Aluminiumlegierungen Al-Si10Mg [22] oder AlSi12Mg [23], Edelstahl 316L [24], Titan Ti6Al4V [25, 26], Werkzeugstahl MS1 und die Nickelbasislegierungen IN625 [27] bzw. IN718.

1.2. Zielsetzung und Methodik

Ziel dieser Arbeit ist es, einen wichtigen Beitrag auf dem Gebiet der fertigungsgetriebenen Gestaltung von zellulären Strukturen im LPBF-Verfahren zu leisten und dabei insbesondere die Korrelation zwischen Prozessführung und resultierenden mechanischen Eigenschaften aufzuzeigen. Der Fertigungsprozess, d.h. die Belichtungsstrategie und weitere Prozessparameter, beeinflussen die resultierenden mechanischen Eigenschaften zellulärer Strukturen, sodass die vorliegende Arbeit sowohl die Prozessführung untersucht als auch Zusammenhänge zu Geometrie und mechanischem Verhalten der Strukturen aufzeigt.

Kapitel 1 und 2 führen in das Thema ein und definieren die relevanten Grundlagen und Begriffe im Kontext des LPBF-Verfahrens. Darauf aufbauend folgt mit Kapitel 3 eine umfassende Recherche in den relevanten Themengebieten der Schmelzbadcharakterisierung, also der Analyse des Prozess- und Schmelzbadverhaltens, sowie der Auslegung und Gestaltung von Gitterstrukturen. Abschließend wird zusammengefasst, welche Lücken sich im gegenwärtigen Stand der Forschung aufzeigen. Hierauf bauen die weiterführenden Untersuchungen dieser Arbeit auf.

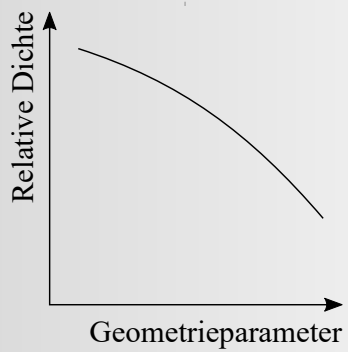
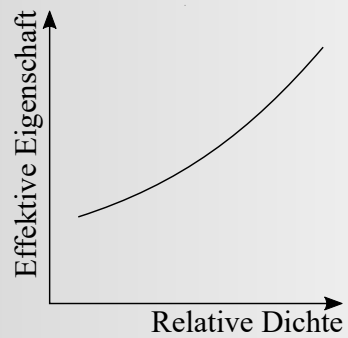
Kapitel 4 untersucht die Breite von Einzelschmelzbahnen und Doppelschmelzbahnen. Dazu werden zunächst für die Werkstoffe AlSi10Mg, Ti6Al4V, MS1, 316L, IN625 sowie AlMgSc dimensionsbehaftete Untersuchungen angestellt, worin die Breite der gefertigten Strebe materialabhängig mit der Prozessführung korreliert wird. Im Anschluss werden dimensionslose Skalierungsgesetze entwickelt, welche die vormalig dimensionsbehafteten Betrachtungen materialunabhängig durch einen Funktionszusammenhang beschreiben.

In den Kapiteln 5 und 6 werden plattenbasierte hexagonale Strukturen und strebenbasierte Gitterstrukturen betrachtet. Hierbei werden analytische Modelle vorgestellt, um den Anteil des Strebenvolumens am repräsentativen Gesamtvolumen (relative Dichte) zu ermitteln, das über ein Skalierungsgesetz mit dem quasi-statischen Verhalten korreliert. Diesbezüglich werden ebenfalls analytische Methoden genutzt, um effektive Eigenschaften der betrachteten zellulären Strukturen (Hexagonalkernstrukturen und Gitterstrukturen) zu ermitteln. Die hergeleiteten Ansätze werden numerisch verifiziert und für den Werkstoff AlSi10Mg experimentell validiert. Hierbei wird insbesondere der Einfluss der Prozessführung auf die effektiven Eigenschaften aufgezeigt. Darüber hinaus wird am Beispiel von Gitterstrukturen der in der Literatur selten untersuchte Einfluss der Bauteilposition im Bauraum auf die mechanischen Eigenschaften analysiert. Abschließend werden in Kapitel 7 die Ergebnisse der Arbeit zusammengefasst und Empfehlungen für zukünftige Forschungsarbeiten gegeben. Das beschriebene Vorgehen der vorliegenden Arbeit ist in Abb. 1.2 dargestellt.

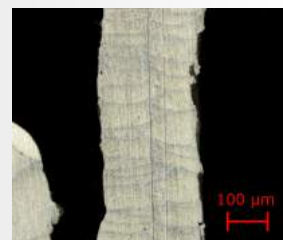
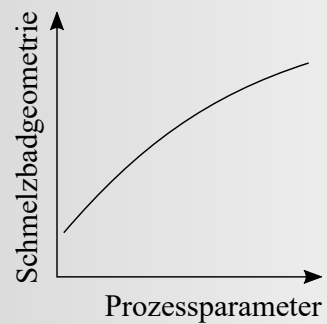
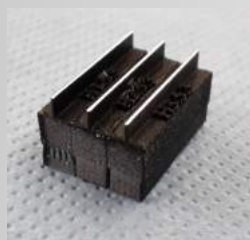
7 Zusammenfassung und Ausblick



5 Hexagonalkernstrukturen



6 Gitterstrukturen



4 Schmelzbadcharakterisierung

3 Stand der Technik

2 Grundlagen

1 Einleitung

Abbildung 1.2.: Darstellung der Gliederung der Arbeit.

2. Grundlagen

2.1. Pulverbasiertes Laserstrahlschmelzen

2.1.1. Abgrenzung und Verfahrensbeschreibung

Das pulverbasierte Laserstrahlschmelzen (LPBF, von engl. *laser powder bed fusion*) gehört zur Klasse der schichtadditiven Fertigungsverfahren. Diese unterscheiden sich von konventionellen subtraktiven oder formativen Fertigungsverfahren [28]. Bei subtraktiven Fertigungsverfahren, wie dem Bohren, Drehen oder Fräsen, wird eine Endgeometrie durch Materialabtrag hergestellt und bei formativen Verfahren, wie dem Gießen, entsteht ein Werkstück durch das Füllen einer flüssigen Schmelze in eine Hohlform, in welcher sie anschließend erstarrt. Bei schichtadditiven Fertigungsverfahren wie dem pulverbasierten Laserstrahlschmelzen wird ein geometrisch komplexes Bauteil schichtweise durch selektive Energieeinbringung mittels einer Laserquelle gefertigt. Dabei ist zunächst in einem virtuellen Workflow ein Bauteil aufzubereiten und in ein maschinenlesbares Format zu übersetzen. Dazu wird ein CAD-Modell in ein STL-Modell (*Standard Tessellation Language*) überführt, das die Oberfläche des Bauteils durch dreieckige Oberflächenelemente approximiert. Dieses ist nun virtuell im Bauraum zu platzieren und je nach Bauteilorientierung (s. Abschnitt 2.1.3 „Terminologie“) mit geeigneten Stützkonstruktionen zu versehen. Das Verwenden von Stützkonstruktionen hat nach Keller [29] thermische und mechanische Gründe:

- Einerseits muss durch den Laser beim Aufschmelzen eingebrachte Prozesswärme durch die Stützstrukturen abgeführt werden, um einen Wärmestau und Sintereffekte im Bauteil zu verhindern, da das umliegende Pulver eine stark reduzierte Wärmeleitung besitzt.
- Darüber hinaus entstehen durch den Abkühlvorgang thermische Dehnungen und Zugspannungen innerhalb einer gefertigten Schicht. Diese bewirken ohne entsprechende Stützkonstruktionen oftmals Verformungen über die Schichtdicke hinaus, welche zur Beschädigung des Bauteils oder sogar zum Prozessabbruch führen können.

Andererseits sollte die Bauteilkonstruktion und Orientierung im Bauraum stets so realisiert werden, dass möglichst wenig Stützkonstruktionen erforderlich sind, da diese den Aufwand der Nachbearbeitung, den Materialverbrauch und letztlich die Verfahrenskosten erhöhen. Im letzten Datenaufbereitungsschritt erfolgt das Erzeugen der Schichtinformation, das sog. Slicen, sowie das Zuweisen der Prozessparameter (s. Abschnitt 2.1.2 „Prozessführung“), welche erheblichen Einfluss auf die Qualität der gefertigten Bauteile [30] und die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens [31] haben. Im Anschluss erfolgt die oben beschriebene und in Abb. 2.1 veranschaulichte Fertigung.

Durch den werkzeuglosen und schichtweisen Aufbau ergeben sich für den Anwender völlig neue Freiheitsgrade bei der Gestaltung von Bauteilen. So können komplexe bionische Leichtbaustrukturen mit einer Gewichtsreduktion von bis zu 80 % gefertigt werden [8]. Gleichermäßen macht dies ein vollständiges Umdenken in der Konstruktion erforderlich [9]. Insbesondere die Nutzbarmachung zellulärer Strukturen, wie Gitterstrukturen, in Serienbauteilen versprechen eine weitere signifikante Gewichtsreduktion und somit eine erhebliche Materialeinsparung. Diese kommen auf mehreren Skalenebenen in der Natur beispielsweise in Knochen, Holz oder Glasschwammskeletten vor und finden auf größerer Skala als Fachwerke ebenfalls Einzug in Baukonstruktionen, wie dem Eiffelturm oder dem Garabit-Viadukt [32]. Die Fertigung metallischer Mikrostrukturen und deren Integration in Serienbauteile erfordert jedoch noch weitere Forschungsanstrengungen [33].

Das pulverbettbasierte Laserstrahlschmelzen verfügt verfahrensspezifisch neben der oben erwähnten *individualization for free* und *complexity for free* über weitere charakteristische Vorteile. Durch eine endkonturnahe und werkzeuglose Fertigung werden diesbezügliche Kosten eingespart. Damit geht eine deutliche Erhöhung der Gestaltungsfreiheit einher, beispielsweise für bionisch optimierte Leichtbau- [5] und Gitterstrukturen [34]. Weiterhin wird durch das Verfahren eine Integralbauweise möglich, was die Anzahl der Herstellungsschritte eines Bauteils deutlich reduzieren kann. Darüber hinaus lassen sich gradierte Werkstoffeigenschaften durch lokale Prozessführung in Bauteilen realisieren [35]. Zusätzlich sind Entwicklungskosten und -zeit für Entwicklungen mit additiven Fertigungsverfahren typischerweise deutlich geringer durch die werkzeuglose Fertigung und sofortige Verfügbarkeit von Prototypen. Gleichzeitig können Bauteile auf Nachfrage gefertigt und Lagerkosten reduziert werden.

Demgegenüber stehen mehrere technologische Nachteile. Obwohl es bereits einige Richtlinien zur Konstruktion von pulverbettbasiert hergestellten Bauteilen gibt [36–39], sind diese meist auf Basisgeometrien beschränkt und berücksichtigen nicht das komplexe Wechselspiel zwischen Prozessführung, Bauteildimensionen, Positionsabhängigkeit im Bauraum und den mechanischen Eigenschaften.

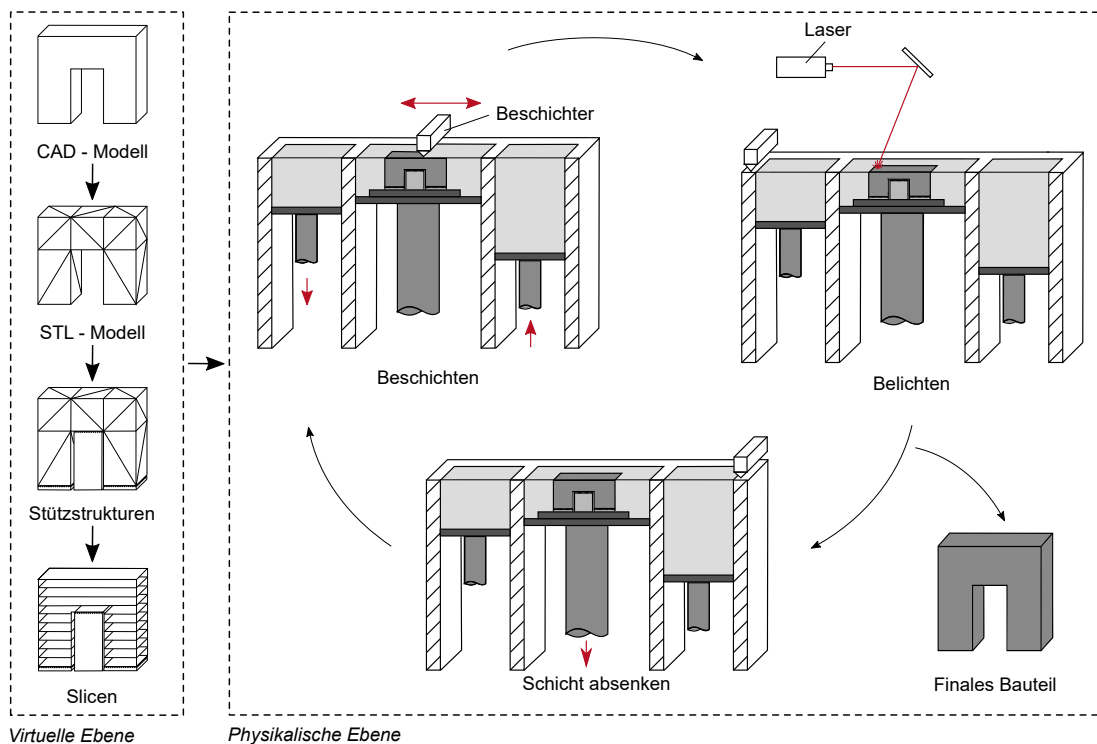


Abbildung 2.1.: Schematische Verfahrensbeschreibung der Prozesskette zum pulverbasierten Laserstrahlschmelzen.

Dadurch wird die reproduzierbare Auslegung und Herstellung von Bauteilen erschwert. Damit einher gehen stark variierende Materialeigenschaften abhängig von der Position und Orientierung im Bauraum sowie der Pulvergrößenverteilung und den allgemeinen Pulvereigenschaften. Darüber hinaus sind durch das fertigungsbedingte lokale Aufheizen und Abkühlen Eigenspannungen inhärent, die zu Verformungen im Bauprozess oder sogar zum Prozessabbruch führen können. Weiterhin sind die Maßhaltigkeit und die Oberflächenqualität durch den Treppenstufeneffekt und Partikelanhaftungen im Allgemeinen gering, was zu signifikanten Nachbearbeitungsaufwänden führt. Zudem benötigt das pulverbasierte Laserstrahlschmelzen eine umfangreiche Infrastruktur für die Datenvorbereitung und für die Bauteilnachbearbeitung. In Verbindung mit den hohen Anlagen- und Prozesskosten ist das Verfahren heute oft noch unwirtschaftlich im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren, sodass in jeder Phase des Produktentwicklungsprozesses eine technisch-wirtschaftliche Bewertung vorzunehmen ist, um die Produktentwicklung mittels pulverbasiertem Laserstrahlschmelzen zu rechtfertigen [40].

2.1.2. Prozessführung

Die Prozessführung des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens beeinflusst die Wirtschaftlichkeit [31] des Verfahrens und indessen die Qualität der hergestellten Bauteile. Dies umfasst thermisch induzierte Eigenspannungen [41], Porosität [42], Härte, Gefüge [35] sowie Steifigkeit und Festigkeit [22, 43] der Bauteile. Nach Rehme [44] beeinflussen über 130 Faktoren die Qualität der hergestellten Bauteile, die typischerweise in Ishikawa-Diagrammen abgebildet werden [44, 45]. Die einflussreichsten Prozessparameter, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit tiefere Betrachtung finden, sind in Abb. 2.2 (links) zusammengefasst. Diese sind im einzelnen:

- Laserleistung P
- Scangeschwindigkeit v
- Spurabstand d_h
- Schichtdicke l_s
- Streifenbreite d_s
- Plattformtemperatur T_{bp}

In der Literatur wird der sog. spezifische Energieeintrag (oder Energiedichte) häufig als Maß für die resultierende Bauteilqualität verwendet. Dieser wird je nach Bauteilabmessungen entweder auf eine Strecke, eine Fläche oder ein Volumen normiert:

$$E_l = \frac{P}{v}, \quad (2.1)$$

$$E_a = \frac{P}{vl_s}, \quad (2.2)$$

$$E_v = \frac{P}{vl_sd_h}. \quad (2.3)$$

Die dargestellten Gleichungen berücksichtigen nicht alle relevanten Einflussgrößen, wodurch sich eine Vergleichbarkeit verschiedener Pulver- und Anlagentypen als schwierig erweist. Von Oliveira et al. wurde empfohlen, die Energieformulierungen nach Gl. (2.1)-Gl. (2.3) um einen Faktor

$$\beta = \frac{d_{50}}{\sigma_l} \quad (2.4)$$

zu erweitern, welcher das Verhältnis zwischen dem mittleren Partikeldurchmesser (hier bei 50 % Verteilungssumme) d_{50} und dem Fokusbereich des Lasers σ_l angibt. Die Formulierung

$$E_v = \beta \frac{P}{v l_s d_h} \quad (2.5)$$

liefert eine bessere Vergleichbarkeit der Forschungsergebnisse verschiedener Publikationen mit unterschiedlichen Pulver- und Anlagentypen. Dies deutet darauf hin, dass das Einbeziehen des Faktors β in den spezifischen Energieeintrag eine physikalischere Beschreibung der Laser-Materie-Wechselwirkung im stabilen Prozessfenster erlaubt. Der Einfluss der Plattformtemperatur T_{bp} wird in der Literatur bislang nicht in diese Formulierungen einbezogen. Diesbezüglich ist jedoch bekannt, dass diese grundsätzlich hoch zu wählen ist, um thermisch induzierte Bauteileigenspannungen zu reduzieren [30]. Gleichzeitig führt bei höherer Plattformtemperatur ein reduzierter Energieeintrag zu derselben Werkstoffdichte [30], sodass höhere Bauraten mit Plattformheizung erreicht werden können.

Die Beschreibungen in Gl. (2.1)-Gl. (2.5) sind dennoch simplifiziert, da sie nicht die komplexen physikalischen Vorgänge beim Aufschmelzen berücksichtigen, und somit nur im Bereich stabilen Schmelzbadverhaltens valide Vorhersagen zum Schmelzbadverhalten selbst und den resultierenden Struktureigenschaften [46–48], wie der Strebenbreite [49], machen. Prozessphänomene, die zu instabilem Schmelzbad- und verschlechterten Bauteileigenschaften führen können, sind nach Khairallah et al. [50] und Gusarov & Smurov [51]:

- Marangoni-Konvektion: Innerhalb der flüssigen Schmelze ergeben sich starke Temperaturgradienten. Die temperaturabhängige Oberflächenspannung der flüssigen Schmelze wiederum führt zu Strömungen von Bereichen hoher zu niedriger Temperatur, der sog. Marangoni-Konvektion. Synchron dazu rezirkuliert die Strömung vom kalten Bereich der Schmelze in den warmen und kühlt diese somit. Dies wirkt sich bei niedrigviskosem Schmelzbadverhalten begünstigend für Spritzerbildung und Poren im Bauteil aus.
- Laser-Rückstoßkräfte: Durch die eingebrachte Energie des Lasers können Teile der aufgeschmolzenen Materie verdampfen. Der Dampf sorgt durch den Rückstoßdruck für eine zusätzliche Oberflächenspannung der flüssigen Schmelze. Es wurde numerisch gezeigt, dass Rückstoßkräfte in Kombination mit der Marangoni-Konvektion zu höheren Schmelzbadtiefen führen, wodurch eine bessere Kühlung der Schmelze ermöglicht wird. Demgegenüber stehen die verstärkte Bildung von Keyhole-Poren bei zu hohen Schmelzbadtiefen [52, 53].

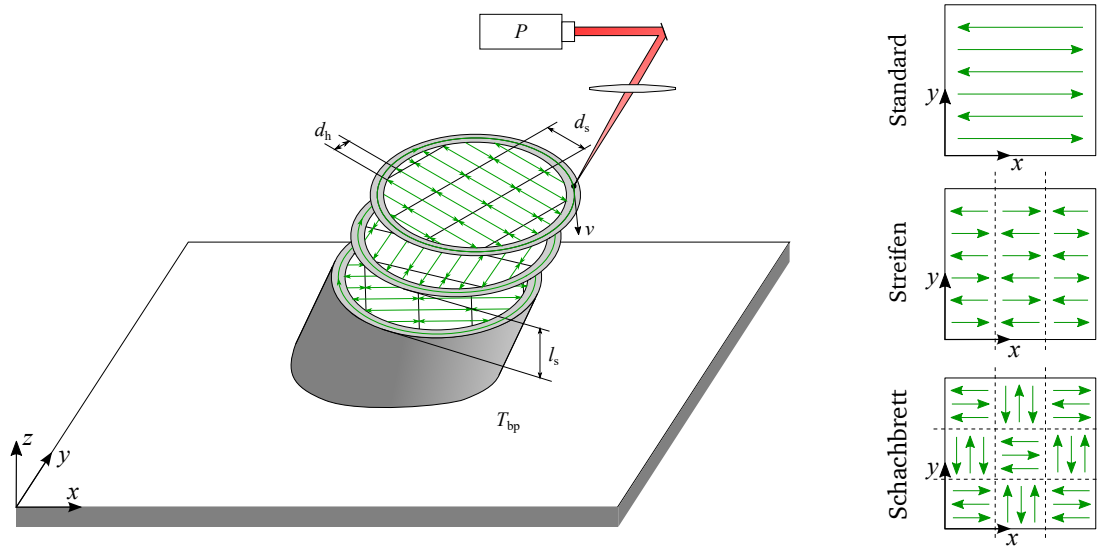


Abbildung 2.2.: Einflussreichste Prozessparameter beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen.

- Plateau-Rayleigh-Instabilität: Die ebenfalls von Oberflächenspannungsgradienten der flüssigen Schmelze getriebene Plateau-Rayleigh-Instabilität ist verantwortlich für diskontinuierlich verlaufende Schmelzbahnen. Gusarov & Smurov [51] geben für stabile Schmelzbahnen, die mit der Bauplattform oder einer darunter liegenden Schicht stoffschlüssig verbunden sind, folgende Stabilitätsbedingung an:

$$\frac{\pi D}{\lambda} > \sqrt{\frac{2}{3}}. \quad (2.6)$$

Dabei sind λ und D Länge und Durchmesser der betrachteten Schmelzbahn, die als Zylinder modelliert werden. Eine Vergrößerung des Schmelzbaddurchmessers kann beispielsweise durch Erhöhen der Laserleistung erfolgen. Von Khairallah & Anderson [54] wurde gezeigt, dass dadurch die Diskontinuität der Schmelzbahnen abnimmt. Eine ausgeprägte Plateau-Rayleigh-Instabilität durch geringe Laserleistung oder hohe Scangeschwindigkeiten führt zu Balling [52, 55].

Neben den oben beschriebenen Prozessparametern bestimmt die Belichtungsstrategie die genauere Art und Reihenfolge der Belichtung eines Bauteils, das mit den oben gezeigten Prozessparametern gefertigt wird. Anlagenspezifisch stehen dem Anwender mehrere mögliche Belichtungsstrategien zur Verfügung. Belichtungsstrategie und Prozessparameter werden vom jeweiligen Anlagenhersteller

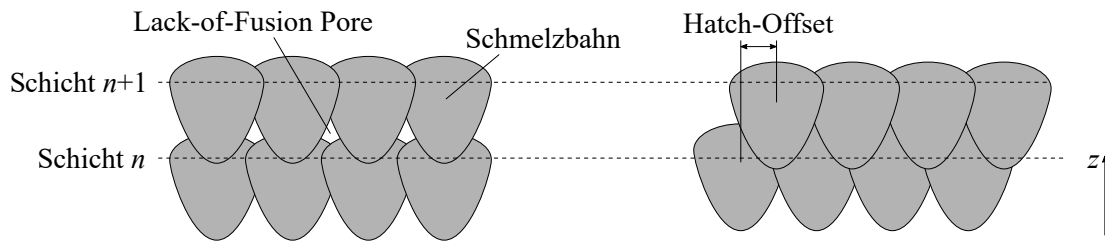


Abbildung 2.3.: Schichtweises Versetzen von Belichtungsflächen zur Reduktion von Poren bedingt durch die Schmelzbadgeometrie.

typischerweise bereitgestellt und ermöglichen für die meisten Anwendungsfälle dichte Bauteile. Da die ideale Prozessführung stets bauteil- und anwendungsfallabhängig ist, besteht in der Prozessführung sowohl wirtschaftlich und technisch regelmäßig starkes Potential zur Optimierung des Prozesses. Grundsätzlich ist die Prozessführung so zu wählen, dass die Qualität des gefertigten Bauteils möglichst ideal ist, d.h. Poren im Bauteil oder thermisch induzierte Eigenspannungen sollen minimiert werden. Abb. 2.2 (rechts) zeigt diesbezüglich mögliche Belichtungsstrategien. Die Streifenbreite wird beispielsweise eingeführt, um die effektive Belichtungslänge des Lasers und damit die Eigenspannungen infolge signifikanter Temperaturgradienten innerhalb einer Schmelzbahn zu reduzieren. Zur Reduktion von prozessinduzierten Poren können beispielsweise Schichten versetzt aufgebaut werden, um Lack-of-Fusion Poren zu vermeiden. Dies wird schematisch in Abb. 2.3 gezeigt. Neben den bereits erwähnten, gibt es anlagenspezifisch zahlreiche weitere Parameter, die variiert werden können. Abschließend sei in Ergänzung zu Abb. 2.2 zu erwähnen, dass die Strahlführung entweder in Form einer Kontur-, Hatch- oder Hatch-Konturbelichtung erfolgen kann, vgl. Abb. 2.4. Während die Hatch-Konturbelichtung bei den meisten Anlagen die Standardausführung ist, eignet sich diese aufgrund des hohen volumenspezifischen Energieeintrags für die in dieser Arbeit betrachteten dünnwandigen zellulären Strukturen nicht, da sie zur Bildung von Überschmelzungen und Keyhole-Poren beiträgt. Für dünnwandige Strukturen im Mikrometerbereich wird daher bei der Gestaltung auf die Konturbelichtung zurückgegriffen.

2.1.3. Terminologie

Die gängigen Begriffe im Rahmen des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens sind in den VDI Normen 3405 Blatt 2 [56] und Blatt 3 [39] zusammengefasst. Die wichtigsten, die auch im Rahmen der vorliegenden Arbeit häufig gebraucht werden, sollen hier kurz beschrieben werden.

Die *Bauteilposition* beschreibt die Positionierung eines Bauteils auf der Platt-

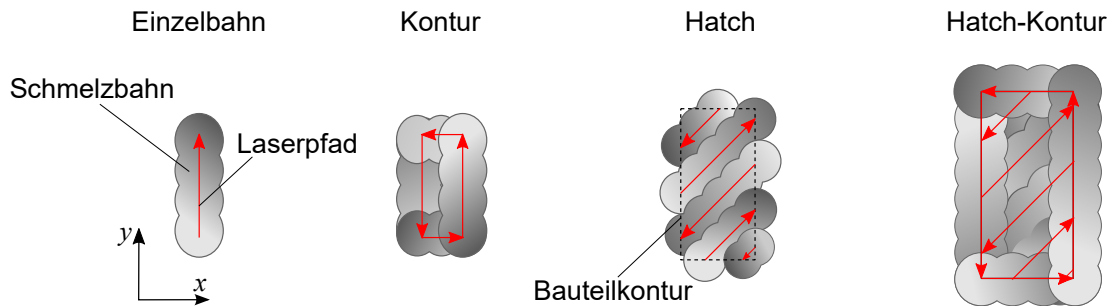


Abbildung 2.4.: Mögliche Belichtungsstrategien für unterschiedliche Bauteilabmessungen.

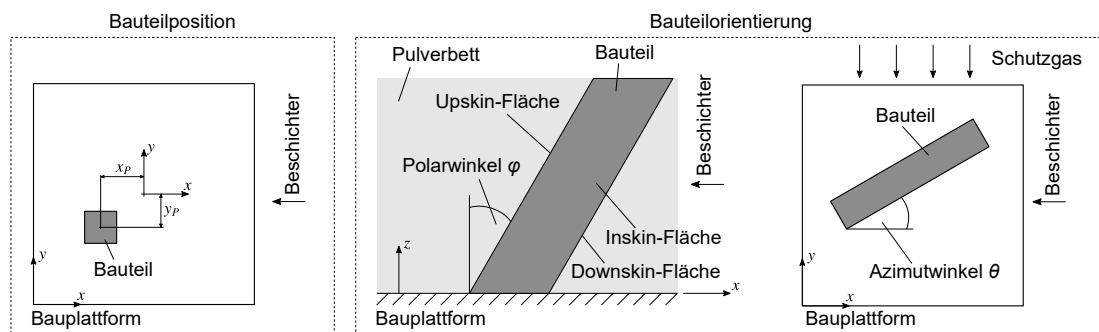


Abbildung 2.5.: Grundlegende Begrifflichkeiten des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens in Anlehnung an die VDI Richtlinien 3405 Blatt 2 [56] und Blatt 3 [39].

form, vgl. Abb. 2.5 (links). Sie hat signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen [22, 57]. Zur Beschreibung der Orientierung des Bauteils im Bauraum werden der *Polarwinkel* φ und der *Azimutwinkel* θ eingeführt. Der Polarwinkel beschreibt den Winkel des Bauteils zur Vertikalen und der Azimutwinkel denjenigen zwischen Bauteil und negativer Beschichterrichtung, vgl. Abb. 2.5 (rechts). Im pulverbasierten Laserstrahlschmelzprozess werden die Oberflächen anders gefertigt als der Innenbereich, die sog. *Inskin-Flächen* des Bauteils. Insbesondere ist hier hervorzuheben, dass die nach unten gerichteten Flächen (*Downskin-Flächen*) verstärkt Partikelanhaftungen aufweisen, da das Schmelzbad teilweise ins offene Pulverbett reicht und hier oftmals mit einem geringeren Energieeintrag gefertigt wird. Bedingt durch den schichtweisen Aufbau und die Partikelgrößenverteilung ergibt sich der *Treppenstufeneffekt*, vgl. Abb. 2.6. Dieser entsteht sowohl an Upskin- und Downskin-Flächen. Jedoch ist an den Downskin-Flächen die Partikelanhaftung bedingt durch die Belichtung ins Pulverbett typischerweise deutlich stärker ausgeprägt [58]. Dies wird in 2.6 veranschaulicht. Die Kombination aus Bauteilposition und Bauteilorientierung

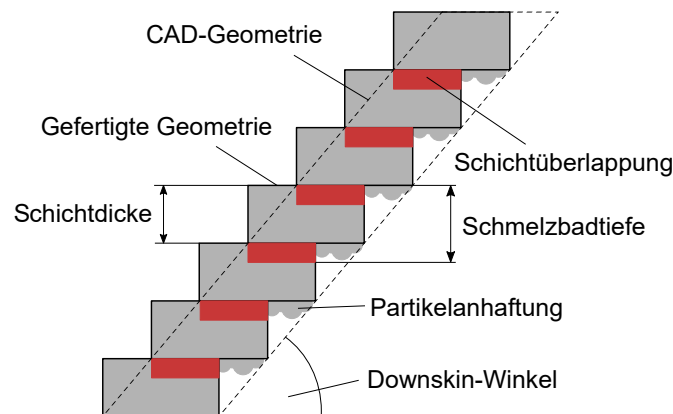


Abbildung 2.6.: Treppenstufeneffekt beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen.

wird nach Norm [39] als *Bauteilanordnung* bezeichnet. Die Bauteilanordnung hat Einfluss auf die Eigenschaften der Strukturen, wobei in der Literatur gezeigt wurde, dass im mittleren Bereich der Bauplattform die Eigenschaften tendenziell besser sind, als am Rand [22, 57], was bei der Auslegung berücksichtigt werden sollte.

2.1.4. Abhängigkeiten mechanischer Eigenschaften

Die oben beschriebenen Faktoren wie Bauteilanordnung und Treppenstufeneffekt haben einen weitreichenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Strukturen. Diese unterliegen darüber hinaus anlagen- und materialspezifischen Schwankungen. Es soll hier deutlich gemacht werden, dass die Konstruktion bei schichtadditiven Fertigungstechnologien, wie dem pulverbasierten Laserstrahlschmelzen, vor dem Hintergrund des Fertigungseinflusses nicht mit konventionellen Verfahren vergleichbar ist. Für die Entwicklung von technisch und wirtschaftlich wettbewerbsfähigen Bauteilen spielt dementsprechend die fertigungsgerechte Konstruktion eine übergeordnete Rolle. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit der fertigungsgerechten Gestaltung von zellulären Strukturen für das pulverbasierte Laserstrahlschmelzen, für das bislang in der Literatur kaum verfügbares Wissen vorhanden ist. Die fertigungsgerechte Konstruktion von Vollbauteilen unterscheidet sich in dieser Hinsicht von zellulären Strukturen und wird hier nicht tiefer erläutert. Diesbezüglich sei auf die Arbeiten von Adam et al. [36, 37], Kranz et al. [38, 40] sowie die VDI-Richtlinien 3405 Blatt 2 [56] und 3 [39] verwiesen.

Der in der Literatur vielfach beschriebene Einfluss der Bauteilorientierung und des Treppenstufeneffektes auf das mechanische Verhalten wurde im Rahmen einer Voruntersuchung für den Werkstoff AlSi10Mg näher betrachtet und soll hier

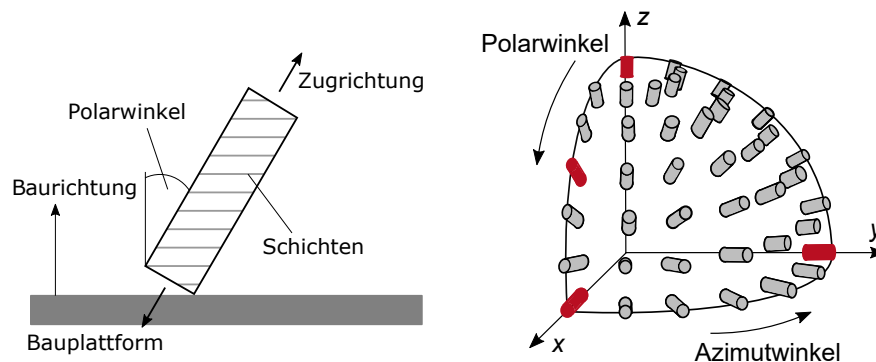
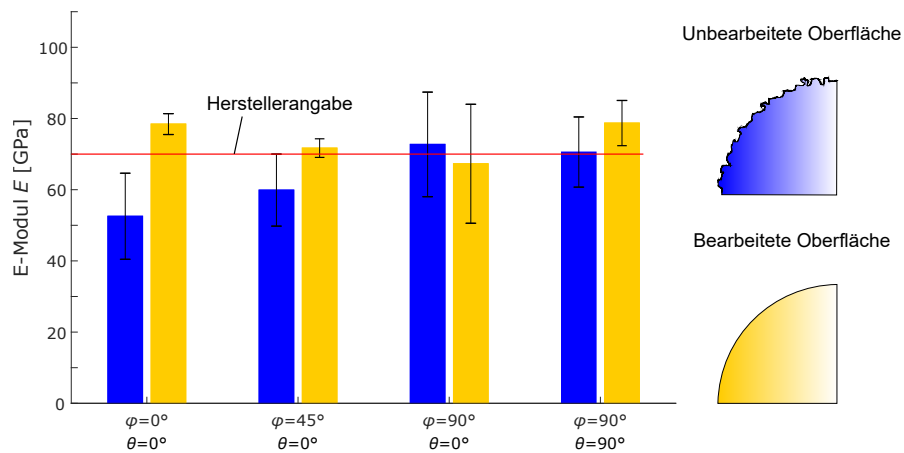
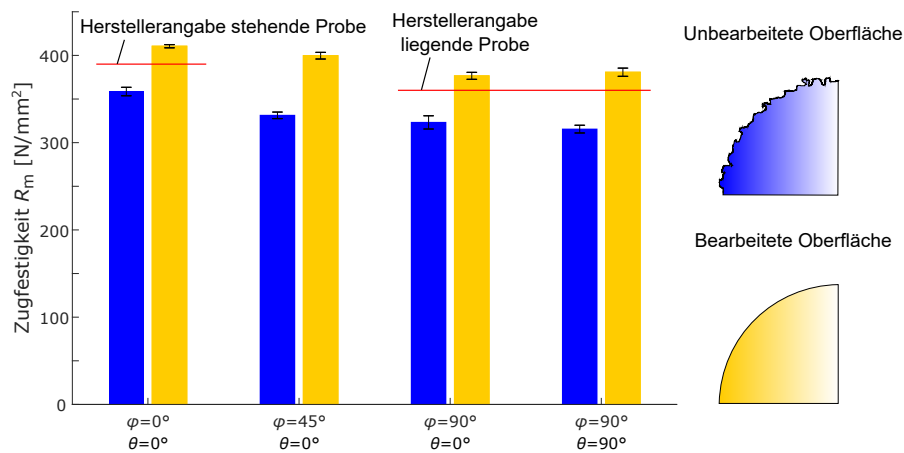


Abbildung 2.7.: Schematische Darstellung einer Zugprobe (links) und Prüfkonfiguration zur Ermittlung des Einflusses der Bauteilorientierung und Oberfläche auf die mechanischen Kennwerte (rechts).

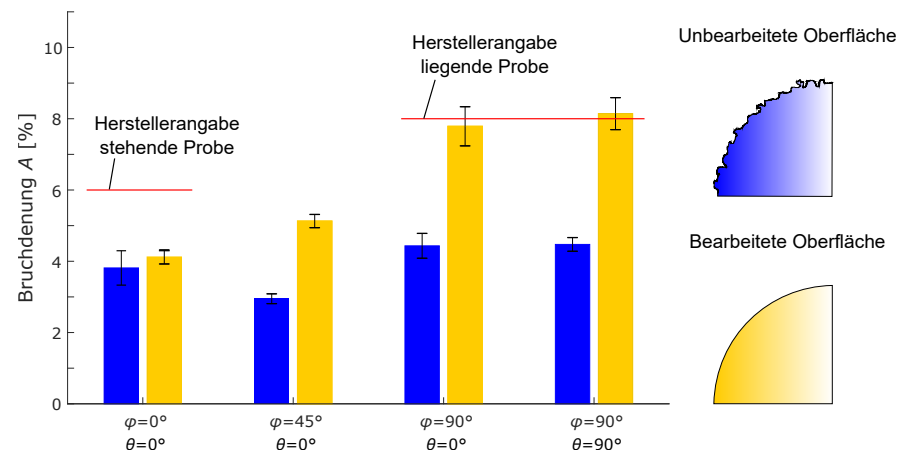
kurz dargelegt werden. Dazu ist in Abb. 2.7 (links) eine schematische Darstellung einer Zugprobe gezeigt. Nach Sehrt [45] ist der Einfluss des Polarwinkels deutlich größer als der des Azimutwinkels, sodass in erster Näherung von transversal isotropem Werkstoffverhalten [59] ausgegangen werden kann. Aus diesem Grund wurden die in Abb. 2.7 (rechts) rot markierten Prüfkörper gefertigt und getestet. Dazu wurde weiterhin der Einfluss der Oberfläche untersucht, indem die Probekörper bearbeitet und unbearbeitet geprüft wurden. Die Proben wurden mit den Standard-Belichtungsparametern an einer LPBF-Anlage vom Typ EOS M 290 bei einer Plattformtemperatur $T_{bp} = 160\text{ °C}$ gedruckt und nach DIN EN ISO 6892-1 [60] im Zugversuch an einer Universalprüfmaschine Zwick Roell 100 geprüft. Für die zugehörige Probengeometrie wurden Rundquerschnitte nach DIN 50135 [61] verwendet. Dazu sind der Einfluss der Orientierung und Oberflächenbeschaffenheit für die Steifigkeit, Festigkeit und Bruchdehnung in Abb. 2.8 dargestellt. Hier ist insbesondere zu bemerken, dass beim Elastizitätsmodul in Abhängigkeit der Orientierung starke Abweichungen entstehen. Bei der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung ist die Abhängigkeit von der Orientierung weniger stark ausgeprägt, wobei insbesondere der Einfluss der Oberfläche für alle gemessenen mechanischen Kennwerte in Abb. 2.8 zu einer starken Verbesserung führt. Damit lässt sich zusammenfassen, dass sowohl die Bauteilorientierung also auch die Partikelanhaftung in Kombination mit dem Treppenstufeneffekt die mechanischen Kennwerte von schichtadditiv gefertigten Strukturen stark beeinflussen, was bei der Konstruktion zu berücksichtigen ist. Dabei ist ein Bauteil entweder so zu konstruieren, dass es spanend nachbearbeitet werden kann oder die Prozessführung so anzupassen, dass durch das Aufschmelzverhalten eine bessere Oberflächengüte erreicht wird.



(a)



(b)



(c)

Abbildung 2.8.: Abhängigkeit mechanischer Eigenschaften von Bauteilorientierung und Oberfläche für AlSi10Mg. (a) Elastizitätsmodul, (b) Zugfestigkeit, (c) Bruchdehnung. Gezeigt sind die gemessenen Werte und der Vergleich zur Herstellerangabe nach Materialdatenblatt [62]

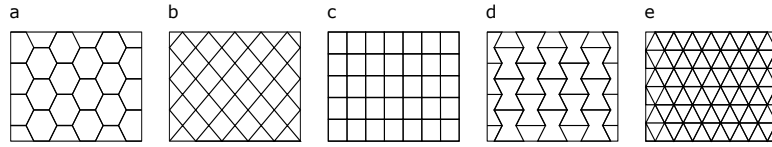


Abbildung 2.9.: Untersuchte plattenbasierte 2.5D-Hexagonalkernstrukturen.

2.2. Zelluläre Strukturen

2.2.1. Klassifizierung und untersuchte Geometrien

Zelluläre Strukturen beschreiben ein Netzwerk aus Streben oder Platten [2]. Dabei unterscheiden sie sich von typischen Ingenieurstrukturen wie Balkentrag- oder Fachwerken im Wesentlichen in ihrer Skala, wobei hier Strukturdurchmesser im Bereich von Milli- und Mikrometern üblich sind [63]. In aktuelleren Untersuchungen wird bereits die Fertigung von zellulären Strukturen im Nanometerbereich realisiert [64, 65], was für metallische Strukturen derzeit noch als Herausforderung zu betrachten ist. Aufgrund des Skalenunterschieds zu vergleichbaren Makrostrukturen können repräsentative Einheitszellen von zellulären Strukturen als Rahmenwerke mit Methoden der Strukturmechanik behandelt werden [2], während die Eigenschaften der gesamten Zellulärstruktur zur Vergleichbarkeit auf diejenigen des Vollmaterials bezogen werden. Zelluläre Strukturen können als 2.5D-Strukturen¹ in Form plattenbasierter Hexagonalkern- oder Fachwerkstrukturen (auch Gitter- oder Lattice-Strukturen genannt) auftreten. Ebenfalls sind 3D-Strukturen in Form strebenbasierter Gitterstrukturen oder sogenannter TPMS-Strukturen (*Triply Periodic Minimal Surface*) in Form von Schoen-Gyroid oder Schwartz-Diamant-Strukturen möglich. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit werden plattenbasierte Hexagonalkerne, vgl. Abb. 2.9, und strebenbasierte Gitterstrukturen, vgl. Abb. 2.10, betrachtet. Weiterhin wird technologiebedingt die Einschränkung gemacht, dass lediglich offenzellige periodische zelluläre Strukturen betrachtet werden.

Die bei strebenbasierten Gitterstrukturen am häufigsten untersuchten Topologien sind in Abb. 2.10 abgebildet und umfassen raumzentrierte (bcc) und flächenzentrierte (fcc, f2cc) Strukturen sowie deren Pendants mit vertikalen Streben (z). Sie lassen sich über die Maxwell-Zahl M charakterisieren [2]:

$$M = s - 3n + 6. \quad (2.7)$$

Dabei sind s und n die Anzahl der Streben und die Anzahl der Knoten in

¹Dabei handelt es sich um Strukturen mit einer zweidimensionalen Form, welche in die dritte Raumrichtung extrudiert wird.

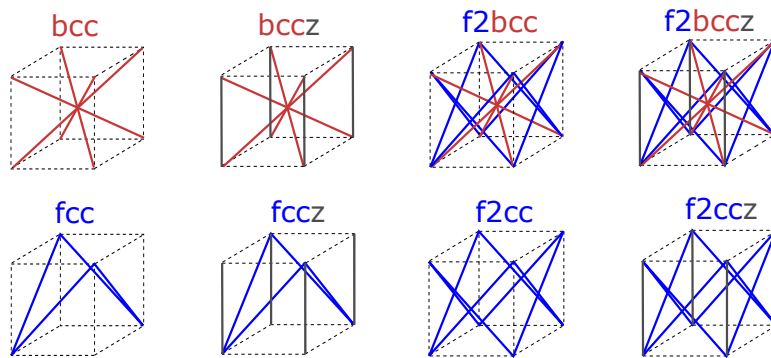


Abbildung 2.10.: Untersuchte strebenbasierte 3D-Gitterstrukturen.

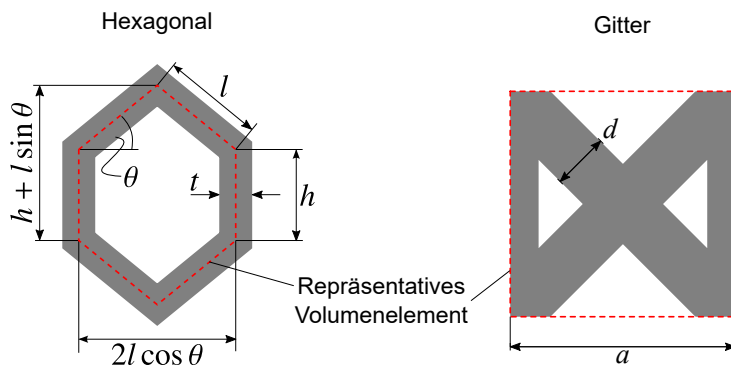


Abbildung 2.11.: Geometrische Größen bei Hexagonalkernen (links) und Gitterstrukturen (rechts).

der betrachteten Gitterstruktur. Wenn $M \geq 0$ ist, werden externe Lasten im Gitter axial aufgenommen, sodass dieses *dehnungsdominiert* ist. Für den Fall $M < 0$ hingegen sind nicht ausreichend Streben mit den Knoten verbunden, die durch Gleichgewichtsmomente ausgeglichen werden können, sodass das Strukturverhalten hier *biegedominiert* ist [58].

2.2.2. Mechanische Eigenschaften zellulärer Strukturen

Relative Dichte

Das mechanische Verhalten zellulärer Strukturen unterscheidet sich im Spannungs-Dehnungs-Verhalten grundlegend von isotropen Werkstoffen. Dazu wird zunächst die relative Dichte ρ^*/ρ_s eingeführt. Diese lässt sich für ein repräsentatives Volumenelement (RVE) ermitteln, das bei periodischer Aneinanderreihung die Gesamtstruktur ergibt und dementsprechend repräsentativ für die Gesamtstruktur ist, vgl. 2.11. Die relative Dichte berechnet sich aus dem Verhältnis des

Strebenvolumens zum Gesamtvolumen des betrachteten RVE. Für strebenbasierte Gitterstrukturen, vgl. 2.11 (rechts), ist neben der relativen Dichte das Aspektverhältnis $AR = a/d$ für die Auslegung und mechanischen Eigenschaften relevant.

Effektive Eigenschaften

Das Gibson-Ashby-Modell [2] ist zur Bestimmung effektiver mechanischer Eigenschaften von zellulären Strukturen, zu denen auch die hier betrachteten Hexagonalkerne und Gitterstrukturen gehören, am weitesten verbreitet. Demnach lässt sich eine effektive Eigenschaft K^*/K_S über das Skalierungsgesetz

$$\frac{K^*}{K_S} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^t \quad (2.8)$$

mit der relativen Dichte korrelieren. C und t sind dabei experimentell zu ermittelnde Parameter. Die Variablen K^* und K_S beschreiben die effektive Eigenschaft der zellulären Struktur und diejenige des zugehörigen Vollmaterials. Die effektive Eigenschaft K^*/K_S kann mechanisches Verhalten wie die Steifigkeit oder die Festigkeit repräsentieren. Gleichfalls lassen sich über das Skalierungsgesetz auch thermische und elektrische Eigenschaften mit der relativen Dichte korrelieren [2]. Hier wird im weiteren Verlauf ausschließlich das mechanische Verhalten betrachtet, bei dem, wie oben bereits eingeführt, zwischen biege- und dehnungsdominiertem Verhalten unterschieden wird. Die von Gibson & Ashby [2] ermittelten Exponenten sind in Tab. 2.1 zusammengefasst.

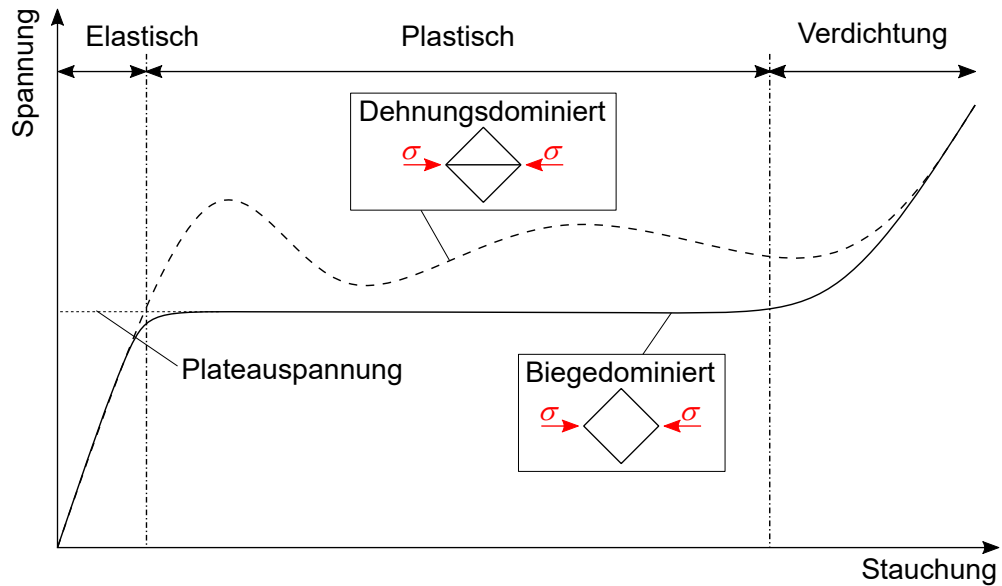
Lastfall	Mechanische Eigenschaft	Skalierungsgesetz
Biegedominiert	Elastizitätsmodul	$\frac{E^*}{E_S} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^2$
	Festigkeit	$\frac{\sigma^*}{\sigma_S} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^{1.5}$
Dehnungsdominiert	Elastizitätsmodul	$\frac{E^*}{E_S} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)$
	Festigkeit	$\frac{\sigma^*}{\sigma_S} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)$

Tabelle 2.1.: Gibson-Ashby-Modell für effektives mechanisches Verhalten zellulärer Strukturen [2].

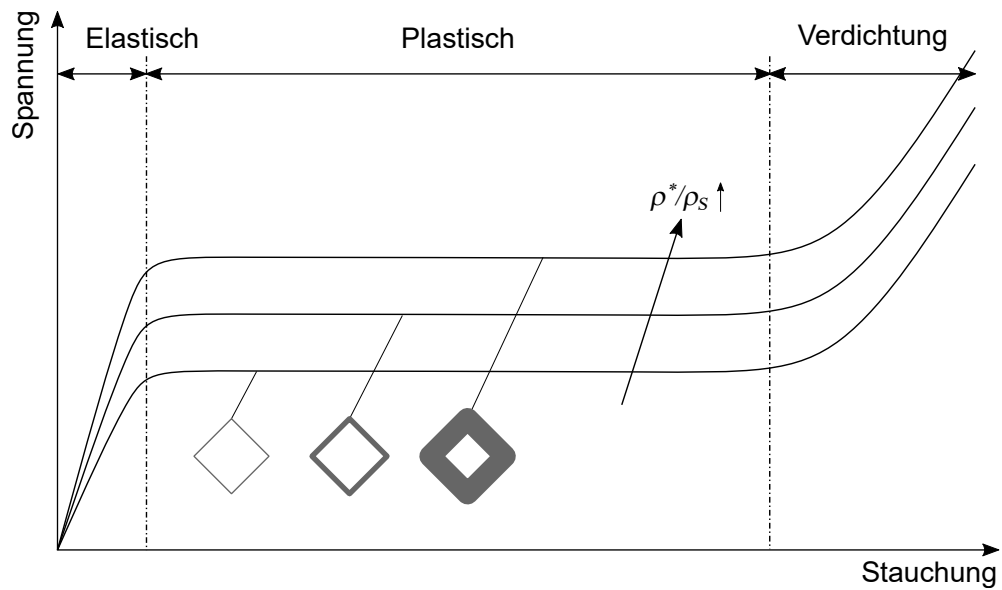
Oftmals zeigen sich in Experimenten Abweichungen zu dem beschriebenen Modell, die eine neue Ermittlung der Parameter C und t nach Gl. (2.8) oder die Entwicklung neuer Rechenmodelle [66–70] rechtfertigen. Trotz der oftmaligen Abweichungen zu Experimenten ist die Korrelation zwischen relativer Dichte und

effektiven Eigenschaften nach Gl. (2.8) in der Literatur großflächig akzeptiert und wird standardmäßig verwendet.

Zelluläre Strukturen werden in technisch relevanten Applikationen überwiegend auf Druck und Biegung belastet [2]. Das Kompressionsverhalten unterscheidet sich hierbei von isotropen Werkstoffen und ist in Abb. 2.12a für biege- und dehnungsdominierte zelluläre Strukturen gezeigt. Charakteristisch ist hierbei, dass nach dem linear-elastischen Bereich der sogenannte Plateaubereich folgt, der durch ein stufenweises Versagen einzelner Zellreihen beschrieben werden kann. Bei hoher Kompression folgt der Verdichtungsbereich, der durch einen starken Anstieg der Spannung ersichtlich wird. Nach Merkt [71] treten Biege- und Dehnungsanteile in zellulären Strukturen grundsätzlich gleichzeitig mit unterschiedlichen Anteilen auf. Dennoch sind dehnungsdominierte zelluläre Strukturen in der Auslegung zu bevorzugen, da hier höhere spezifische Festigkeiten und Energieabsorptionen erreicht werden. Abschließend zeigt Abb. 2.12b qualitativ das Verhalten der effektiven mechanischen Eigenschaften nach Gl. (2.8) bei Zunahme der relativen Dichte.



(a)



(b)

Abbildung 2.12.: (a) Charakteristisches Spannungs-Stauchungs-Verhalten von zellulären Strukturen [58]. (b) Spannungs-Stauchungs-Verhalten zellulärer Strukturen für zunehmende relative Dichten am Beispiel einer biege-dominierten Struktur.

3. Stand der Technik

In diesem Kapitel wird der Stand der Technik zum pulverbasierten Laserstrahlschmelzen zellulärer Strukturen zusammengefasst. Da diese Arbeit sich der prozessgetriebenen Gestaltung von zellulären Strukturen widmet, ist der Stand der Technik wie folgt gegliedert. Zunächst werden die aktuellen wissenschaftlichen Untersuchungen zu zellulären Strukturen im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen für die derzeit gebräuchlichen Materialpulver zusammengefasst. Da bei metallbasierten zellulären Strukturen der Fertigungsprozess die Qualität und Eigenschaften der zellulären Strukturen maßgeblich beeinflusst, wird anschließend die Forschung zur Charakterisierung des Schmelzbadverhaltens dargestellt. Hier wird ebenfalls auf die Verwendung dimensionsloser Kennzahlen eingegangen, die bereits Einzug bei der Prozessentwicklung gefunden hat. Aufgrund der besonderen Eignung zellulärer Strukturen und optimierter Prozessparameter für wirtschaftlich wettbewerbsfähige Serienkomponenten, wird zudem der Stand zur fertigungsgerechten Bauteilentwicklung und Konstruktion dargelegt. Abschließend wird der Stand der Technik zusammengefasst und der abgeleitete Forschungsbedarf aufgezeigt.

3.1. Pulverbasiertes Laserstrahlschmelzen zellulärer Strukturen

Zelluläre Strukturen sind aufgrund ihrer vielfältigen Anwendungsmöglichkeiten als Leichtbaustrukturen, Crashabsorber, Wärmetauscher, akustische Dämmelemente, Batterieelektroden, Implantate oder Chromatographie-Säulen stets Gegenstand aktueller Forschung. Dazu wurden von Gibson & Ashby [2, 72] die anwendungsrelevanten Eigenschaften solcher Strukturen umfassend untersucht. In weiterführenden wissenschaftlichen Studien wurde der Einfluss von Imperfektionen auf das quasi-statische Verhalten näher beleuchtet [73, 74]. Daraufhin konzentrierten sich eine Vielzahl wissenschaftlicher Arbeiten mit der Ermittlung effektiver Eigenschaften zellulärer Strukturen [66, 68, 75–78].

Mit dem Aufkommen schichtadditiver Fertigungsverfahren rücken vor allem strebenbasierte Gitterstrukturen in den Fokus der Forschung, da diese die reproduzierbare Herstellung periodischer Gitterstrukturen ermöglichen. Abhängig

vom betrachteten schichtadditiven Fertigungsverfahren werden in der Fertigung Präzisionen im Nanometerbereich erreicht [65, 79]. Bei metallbasierten Gitterstrukturen gestaltet sich die Fertigung auf der Mikrometerskala bislang herausfordernd und es gibt keine bestehenden Prozesse oder Anlagensysteme [33]. Die meisten Veröffentlichungen vernachlässigen darüber hinaus den signifikanten Einfluss der Prozessführung auf die Qualität von Gitterstrukturen. Abb. 3.1 zeigt diesbezüglich den Einfluss der Belichtungsstrategie auf die Oberflächenqualität von f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg. Die konventionelle Strahlführung mit der Kontur-Hatch-Belichtung führt zu einem überhöhten Energieeintrag E_V in die Struktur, wodurch sich starke Partikelanhaftungen an der Downskin-Fläche durch das Keyhole-Schweißen sowie Einschnürungen an den Knoten durch die starke Enthalpieänderung im Schmelzprozess bei zusammenlaufenden Streben ergeben. Mit einer Konturbelichtung und ausgewählten Prozessparametern konnte sowohl die Oberflächenqualität deutlich gesteigert und zugleich die Porosität in den Streben und im Knoten signifikant reduziert werden [22]. Abb. 3.2a zeigt dazu ein Schliffbild einer mit Konturbelichtung gefertigten f2ccz-Gitterstruktur aus AlSi10Mg mit hohem Energieeintrag E_l , der zu starker Porosität in den Streben und im Knoten führt. Optimierte Prozessparameter führen zu einer deutlichen Porenreduktion, vgl. Abb. 3.2b, wobei im Knoten durch die starke Enthalpieänderung durch mehrere zusammenlaufende Streben eine gesonderte Belichtungsstrategie erforderlich ist. Ein erster Ansatz wurde hierzu von Martin et al. [80] für eine einfache Konturbelichtung bereits geliefert.

Gleichzeitig werden neue Möglichkeiten der Gestaltung von Gitterstrukturen erforscht. Dies umfasst Gitterstrukturen mit Plattenquerschnitt [81], die deutlich höhere mechanische Eigenschaften aufweisen als strebenbasierte. Gitterstrukturen mit hierarchischer Architektur auf mehreren Skalen erreichen einen zusätzlichen Mehrgewinn an mechanischen Eigenschaften [32, 82]. Meza et al. weisen darauf hin, dass es einen maximalen Grad an Hierarchie gibt, ab der keine Steifigkeits- und Festigkeitserhöhung mehr zu verzeichnen ist [32]. Im Rahmen der laseradditiven Fertigung stehen zelluläre und insbesondere Gitterstrukturen in starkem Interesse der aktuellen Forschung. An dieser Stelle sei auf Maconachie et al. [58] verwiesen, die den aktuellen Stand der Technik in einem Übersichtsartikel zusammenfassen.

Wie eingangs erläutert, ergeben sich für Gitterstrukturen zahlreiche Anwendungsmöglichkeiten, sodass unterschiedliche Materialien zum Einsatz kommen können. Nachfolgend wird der materialabhängige Stand der Forschung zu metallbasierten Gitterstrukturen vorgestellt.

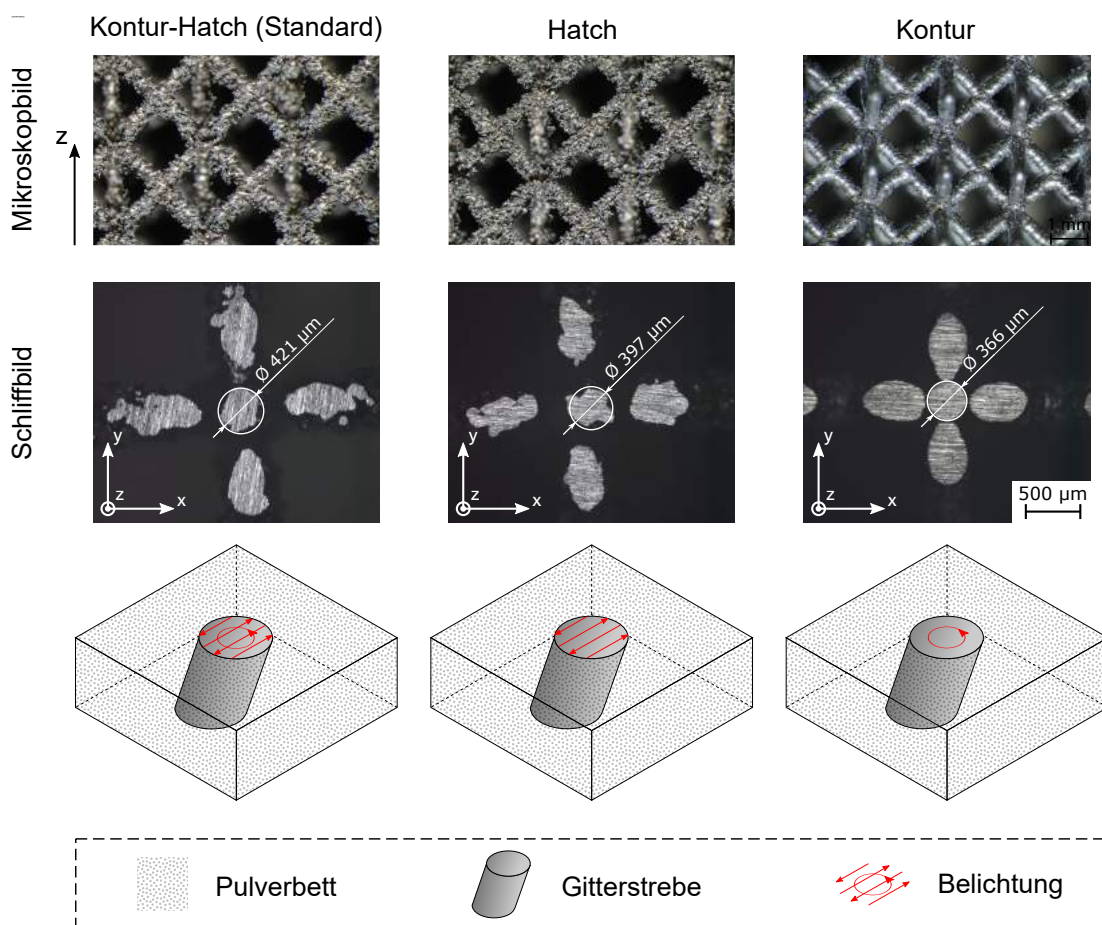


Abbildung 3.1.: Einfluss der Belichtungsstrategie auf die Qualität von f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg

3.1.1. Aluminiumlegierung AlSi10Mg

Leary et al. [23] analysierten das Last-Verformungsverhalten von bcc-, bccz-, fcc-, fccz- sowie fbccz- Gitterstrukturen. Liu et al. [83] untersuchten bei einer Oktaeder und Rhombenkuboktaeder Gitterstruktur den Einfluss von Fertigungsimperfectionen wie Welligkeit und Partikelanhaftung auf die mechanischen Eigenschaften. Dabei konnten für die streckdominierte Rhombenkuboktaeder Struktur erwartungsgemäß höhere Steifigkeiten und Festigkeiten festgestellt werden. Stärkere Abweichungen in der Vorhersage mittels Finite Elemente Methode (FEM) ergaben sich bei der Oktaeder Struktur, da hier in den Knoten durch die höhere Anzahl zusammenlaufender Streben und die damit einhergehende Schmelzbadinstabilität mehr Fertigungsdefekte ergaben. In einer FE-Analyse mit idealen Streben wurde für den Oktaeder ermittelt, dass die Steifigkeit bis zu 42 % und die Festigkeit bis

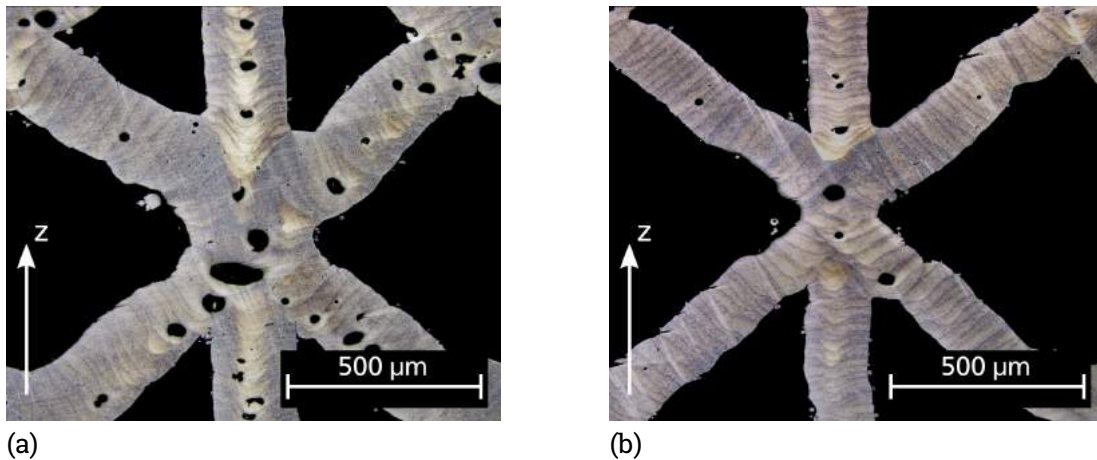


Abbildung 3.2.: Einfluss des Energieeintrags E_l auf die Porosität bei f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg, die mit Konturbelichtung gefertigt wurden. (a) Hoher Energieeintrag (b) Optimierter Energieeintrag

zu 47,2 % überschätzt wird. Unter Berücksichtigung von Fertigungsimperfectionen bei der Modellierung konnten die Abweichungen zum Experiment bei der Steifigkeit auf 4 % und bei der Festigkeit auf 12,7 % reduziert werden. Lei et al. [84] untersuchten ebenfalls den Einfluss von Fertigungsimperfectionen auf das Kompressionsverhalten von bcc- und bccz-Gitterstrukturen, wobei für die FEM μ -CT Daten zur Berücksichtigung von Fertigungsimperfectionen genutzt wurden.

3.1.2. Titanlegierung Ti6Al4V

Hussein et al. [85] betrachteten eine Gyroid- und Diamant-Gitterstruktur hinsichtlich ihrer Eignung als Stützstruktur. Dazu werden Materialverbrauch, Fertigungsdauer und Wärmeabfuhr aus dem Bauteil untersucht. Sing et al. [86] erforschten fcc-Gitterstrukturen aus Titan-Tantalum für verschiedene Prozessparameter und ermittelten resultierende Porositäten und sowie die Koeffizienten der Steifigkeits- und Festigkeitsgleichungen nach dem Gibson-Ashby [2] Modell. Cansizoglu et al. [87] beleuchteten das Druck- und Biegeverhalten von Hexagonalkernstrukturen. Van Hooreweder & Kruth [88] betrachteten den Einfluss von Wärmenachbehandlung, Heißisostatisches Pressen (HIP) und chemischem Ätzen auf das Ermüdungsverhalten einer Diamant-Gitterstruktur für die biokompatiblen Materialien Ti6Al4V und CoCr. Wauthle et al. [89] untersuchten den Einfluss der Bauteilorientierung und HIP auf die Porosität und mechanischen Eigenschaften von Diamant-Strukturen. Van Bael et al. [90] führten eine μ -CT basierte Optimierung der geometrischen Genauigkeit und Porenreduktion an einer f2bcc-Gitterstruktur

durch. Yang et al. [48] leiteten mit einem Timoshenko-Balkenmodell analytisch effektive elastische Eigenschaften für eine bcc-Gitterstruktur her und verglichen diese mit numerischen und experimentellen Untersuchungen. Das analytische Modell erreichte gute Übereinstimmungen zu den additiv gefertigten Gitterstrukturen bezüglich der effektiven Eigenschaften. Eine auxetische strebenbasierte Hexagonakernstruktur wurde von Yang et al. [91] analytisch hergeleitet und numerisch sowie experimentell validiert. Hier zeigten sich bei höheren relativen Dichten Abweichungen zwischen analytischer Herleitung und den numerischen sowie experimentellen Ergebnissen, wobei letztere beide grundsätzlich gute Übereinstimmung zeigen. Wauthle et al. [89] untersuchten den Einfluss von Bauteilorientierung und Wärmenachbehandlung auf die relative Dichte und mechanischen Eigenschaften von Diamant-Gitterstrukturen. Insbesondere das HIP führte zu höheren Steifigkeiten und deutlich höherer Duktilität, wobei die relative Dichte und Dehngrenze, sowie maximale Spannung dadurch abgeschwächt wurden. Evans et al. [92] untersuchten μ -CT basiert die Prozessfluktuation bei porösen Strukturen hinsichtlich Strebendicke und Porosität. Pattanayak et al. [93] erstellten aus μ -CT Scans von Knochen eines 53-jährigen männlichen, einer 48-jährigen weiblichen Testperson sowie aus einer Hohlwürfel-Gitterstruktur zelluläre Strukturen. Dabei optimierten sie die Prozessparameter für eine optimale Werkstoffdichte und ermitteln für Porositäten von 75-55 % ($1-\rho^*/\rho_S$) Druckfestigkeiten von 35-120 MPa. Darüber hinaus konnte nach einer Wärme- und chemischen Nachbehandlung durch in-vivo Versuche bei Kaninchen ein Eindringen des Knochens in das Implantat und eine Biokompatibilität nachgewiesen werden.

3.1.3. Edelstahllegierung 316L

Yan et al. untersuchten in zwei Publikationen [24, 94] die Herstellbarkeit, Defektverteilung und das Last-Verformungsverhalten von Gyroidstrukturen bei unterschiedlichen relativen Dichten. Yang et al. [95] untersuchten das Spannungs-Verformungsverhalten von Gyroidstrukturen mit funktionaler Strebengradierung in und quer zur Lastrichtung und entwickeln validierte mathematische Modelle zur Optimierung des Elastizitätsmoduls. McKown et al. [16] betrachteten das quasi-statische und Impact-Absorptionsverhalten von bcc- und bccz-Gitterstrukturen. Tancogne-Dejean et al. [96] schlugen eine exakte Formulierung für die relative Dichte von Oktaeder-Strukturen vor und untersuchten das statische und dynamische Kompressions- sowie Schubverhalten und verglichen die Strebenbreitenverteilung im Vergleich zur CAD-Struktur. Bonatti & Mohr [97] verglichen eine strebenbasierte fcc-Gitterstruktur mit anderen flächenzentrierten Variationen des Repräsentatives Volumenelement (RVE) und erreichen damit

deutliches gesteigertes Last-Verformungsverhalten gegenüber konventionellen strebenförmigen fcc-Gittern. Abele et al. [98] führten eine Parameterstudie zur Untersuchung der prozessabhängigen Strebenbreite an einem bcc-Gitter für den Werkstoff 1.4542 durch. Dabei konnte durch eine Optimierung der Prozessparameter eine Reduktion der Fertigungsdauer um 80 % erreicht werden. Harris et al. [15] beleuchteten das Impact-Verhalten von Hexagonalkern-Strukturen. Zhong et al. [43] erforschten das quasi-statische Verhalten und die Energieaufnahme unterschiedlicher zellulärer Strukturen bei vergleichbarer relativer Dichte von 12.5 % bei einer Zellweite von 5 mm und ermittelten, dass der Tetrakaidekaeder bis zu 483 % höhere Festigkeiten und 1146 % höhere Steifigkeiten erreicht, als die verglichenen Diamant- und bcc-Strukturen. Außerdem wurde der Einfluss des prozessinduzierten Energieeintrags auf die spezifische Energieabsorption, die mechanischen Eigenschaften und Porosität der Gitterstrukturen untersucht. Hierbei handelt es sich um eine von wenigen Untersuchungen, in welcher der Fertigungseinfluss mitberücksichtigt wurde, wobei anzumerken ist, dass hier eine Hatch-Belichtung angewendet wurde, die gegenüber der Konturbelichtung bei Gitterstrukturen unwirtschaftlich ist [99] und eine hohe Partikelanhaftung erwarten lässt [49], die insbesondere die Festigkeit negativ beeinflusst. Es wurde gezeigt, dass das mechanische Verhalten vom gewählten Strukturtyp abhängig ist.

3.1.4. Nickelbasislegierungen IN625 & IN718

Inconel ist eine Nickelbasis Legierung, die hohe mechanische Stabilität bei hohen Temperaturen aufweist. Dies umfasst das mechanische Verhalten, das Kriechverhalten, sowie den Oxidationswiderstand, sodass diese Legierung in Brennkammern, Turbinenelementen und Turbomaschinen Anwendung findet. Leary et al. [27] untersuchten das mechanische Verhalten von bcc(z) und fcc(z) Gitterstrukturen und kommen zu dem Schluss, dass die f2ccz die beste Drucksteifigkeit und -festigkeit aufweist. Vergleichbare Ergebnisse erhielten auch Rehme [44] und Merkt [100] für Gitterstrukturen aus 316L.

3.2. Schmelzbadcharakterisierung

In der vorliegenden Arbeit wird der Begriff der Schmelzbadcharakterisierung verwendet, um die Erforschung des prozessabhängigen Schmelzbadverhaltens wiederzugeben und Zusammenhänge zum globalen Verhalten von Bauteilen anzugeben. Das Schmelzbadverhalten kann auf numerischen Wege erfolgen [50, 101–106] oder durch experimentelle in-situ [80, 107, 108] und ex-situ Methoden

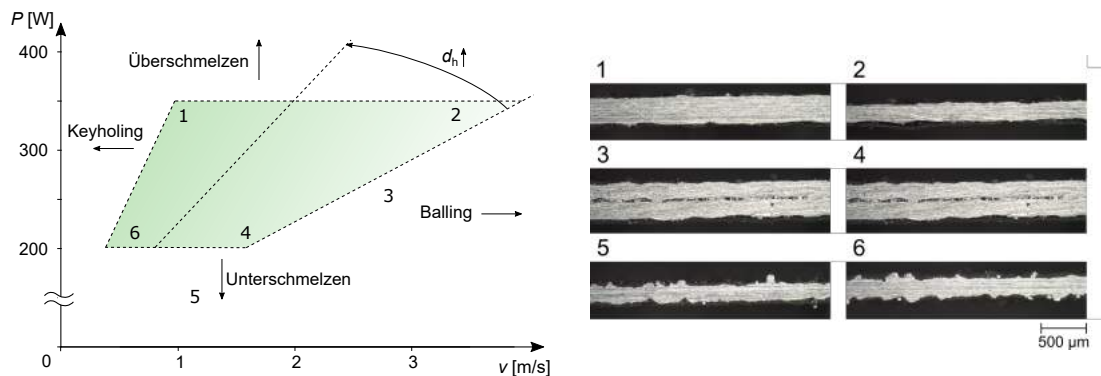


Abbildung 3.3.: Prozessfenster als P - v -Diagramm mit stabilem Prozessfensterbereich (grün) und anliegenden Prozessfensterbereichen und repräsentativen mit Konturbelichtung gefertigten Schmelzbahnen aus AlSi10Mg.

[30, 52, 109]. Hier ist insbesondere darauf hinzuweisen, dass die Interaktion zwischen Laser und Materie noch nicht vollständig verstanden ist [108], was die Entwicklung und Optimierung des Prozesses entsprechend schwierig macht. Insbesondere durch die aktuell hohe Dynamik des Maschinen- und Materialmarktes müssen Prozessfenster für jede Anlagen-Pulver-Kombination neu ermittelt und der Forderung nach wirtschaftlicher Herstellbarkeit dichter Bauteile gerecht werden. Abb. 3.3 zeigt dazu ein schematisches Prozessfenster für eine Konturbelichtung, das für den Pulverwerkstoff AlSi10Mg an einer EOS M 290 ermittelt wurde, um die Prozessparameter mit der resultierenden Wandstärke zu korrelieren (s. Kapitel 4). Leung et al. [108] führten dazu Untersuchungen mit einer Hochgeschwindigkeits-Röntgen-Kamera durch, um Prozessphänomene beim Aufschmelzen zu beschreiben. Nach Markl & Körner [110] sind die zu berücksichtigen physikalischen Phänomene beim Aufschmelzen der Phasenwechsel, die Viskosität der Schmelze, die Marangoni-Konvektion, verdampfungsbedingte Rückstoßkräfte, Wärmestrahlung und Wärmeleitung, Absorption und Reflektion, Kapillarkräfte, Feuchte und Schwerkraft. Diese haben Einfluss auf die Eigenschaften des resultierenden Bauteils. Dazu gehören Partikelanhaftung, Treppenstufeneffekt, Werkstoffgefüge, Porosität, Härte, thermische und mechanische Eigenschaften. Entsprechend bedeutend ist die Modellierung des Prozessverhaltens, welches die resultierenden Eigenschaften von Gitterstrukturen [111] und Vollbauteilen [35] beeinflusst. Dabei ist die Betrachtung des Verhaltens einer einzelnen Schmelzbahn als technisch grundlegendster Fall von besonderer Bedeutung. Nachfolgend wird der Stand der Literatur zur Charakterisierung einer Einzelbahnbelichtung, Flächenbelichtung sowie zur prozessinduzierten Porosität vorgestellt.

3.2.1. Einzelbahnbelichtung

Für Einzelschmelzbahnen wurde von Kempen et al. [102] für AlSi10Mg die Schmelzbadgeometrie für verschiedene Prozessparameter untersucht. Dabei konnte insbesondere bei geringeren Leistungen und höheren Energieeinträgen eine Zunahme der Plateau-Rayleigh-Instabilität oder sogar Balling festgestellt werden, was zu stark diskontinuierlichen Schmelzbahnen führte. Bei größeren Leistungen und Energieeinträgen lag eine starke Tiefenwirkung des Schmelzbades, das sog. Keyhole-Schweißen, vor. Die Prozessführung ist dabei verantwortlich für die Marangoni-Konvektion, die oberflächenspannungsgetriebene Konvektionsströmung in der flüssigen Schmelze, und damit die Stabilität und Geometrie des Schmelzbades. Lu et al. [112] erforschen diesbezüglich unter anderem den Einfluss der Marangoni-Konvektion auf die Geometrie von Schweißraupen. Dabei wurde ermittelt, dass sowohl Betrag und Richtung der Konvektionsströmung in der flüssigen Schmelze die Schmelzbadgeometrie beeinflussen. Innerhalb definierter Grenzen skaliert die Schmelzbadgeometrie zusätzlich mit dem Energieeintrag $E_l = P/v$, außerhalb dieses Prozessfensterbereiches ist jedoch ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen Energieeintrag und Prozessgrößen anzunehmen [48]. Dieser wurde in der Literatur bislang nicht näher quantifiziert und die Grenzen des stabilen Prozessfensters (P - v -Diagramm) müssen nach wie vor empirisch maschinen- und materialabhängig ermittelt werden. Im Rahmen der Schweißtechnologie wurden bisher zahlreiche Untersuchungen zur Schmelzbadcharakterisierung durchgeführt, um die Qualität der Schmelzraupen zu bewerten. Diese Methoden fanden jüngst auch Einzug in die laseradditive Fertigung [113]. Hann et al. [114] und King et al. [53] zeigten eine Korrelation zwischen Schmelzbadtiefe und Enthalpie auf. Damit ermittelten sie prädiktiv und materialunabhängig auf analytischem Wege, ob Keyhole oder Oberflächenschweißen vorliegt. Thomas et al. [115] und Bajaj et al. [116] leiteten ein dimensionsloses Prozessfenster her, das Zusammenhänge zwischen Schmelzbadbreite mit Prozess- und Materialkennwerten aufzeigte. Bezüglich der Schmelzbadbreite und den Prozessparametern sowie den Materialkennwerten konnte bisher kein materialunabhängiger Funktionszusammenhang gefunden werden. Eine materialabhängige Korrelation zwischen Schmelzbadbreite und Linienenergie E_l wurde von Rehme [44] für den Werkstoff 316L festgestellt. Wei et al. [117] führten numerische und experimentelle Untersuchungen zur Schmelzbadgeometrie für den Werkstoff AlSi10Mg durch und konnte eine Korrelation zu den Prozessparametern Leistung und Scangeschwindigkeit nachweisen.

Die bisher in der Forschung vorgestellten Methoden sind für den praktischen Anwender nicht mit vertretbarem Aufwand verwendbar, was Erforschung analytischer Methoden zur Beschreibung des Schmelzbadverhaltens und der Korrelation zu den makroskopischen Bauteileigenschaften motivieren soll. Die diesbezügliche

Forschung wird sehr viel seltener durchgeführt, obwohl auf das enorme wirtschaftliche Potential der Variation von Prozessparametern in der Literatur bereits aufmerksam gemacht wurde. Abele et al. erreichten durch Konturbelichtung und Optimierung von Prozessparametern eine Reduktion der Fertigungszeit um 80 % [99] und Metelkova et al. eine Steigerung der Volumenrate um 840 % [31]. Industriell anwendbare und physikalisch fundierte analytische Modelle können signifikant zur Wirtschaftlichkeit der laseradditiven Fertigung beitragen.

3.2.2. Kontur- und Flächenbelichtung

Der Spurabstand d_h beeinflusst die resultierende Breite von Strukturen, die mit Konturbelichtung gefertigt werden [49]. Er ist gleichzeitig verantwortlich für die Porenformation im Bauteil [42, 80] und die Wirtschaftlichkeit des Fertigungsprozesses, da größere Spurabstände höhere Volumenraten erlauben. Klahn [118] erzeugte durch Variation des Spurabstandes gezielt Porositäten für luftdurchlässige Mesostrukturen. Hauser et al. [119] ermittelten für rostfreie und Werkzeugstähle Prozessfenster und untersuchten für einzelne Schichten den Einfluss des Spurabstandes auf die Oberflächenqualität. Dazu wurde von Yadroitsev & Smurov [120] für die Stahlpulver 316L und 904L bei konstanter Laserleistung für unterschiedliche Schichtdicken und Scangeschwindigkeiten deren Einfluss auf die Oberflächenmorphologie untersucht. Sie schlussfolgerten, dass Schichtdicke und Scangeschwindigkeit großen Einfluss auf die Oberflächenmorphologie haben. Campanelli et al. [121] untersuchten für den Werkstoff MS1 den Einfluss der Prozessparameter auf die Schmelzbadgeometrie. Sie empfahlen einen Überlapp der Schmelzbahnen von 30 %, um gute mechanische Bauteileigenschaften zu erhalten. Die Höhe und Breite des Schmelzbades waren auch Gegenstand einer numerischen und experimentellen Untersuchung von Heeling et al. [101] für die Werkstoffe 316L und IN738LC. Buchbinder [30] untersuchte für den Werkstoff AlSi10Mg den Einfluss der Prozessführung auf die Schmelzbadgeometrie, Porosität sowie mechanisches Verhalten. Die prozessabhängige Porosität und Schmelzbadgeometrie für die Legierung AlSi10Mg wurde von Kempen et al. [102] untersucht. Hier wurde ebenfalls ein Schmelzbad-Überlapp von 30 % empfohlen. Mehrere Quellen bestätigten diesen empirisch ermittelten Zusammenhang [102, 118, 121, 122], wobei anzumerken ist, dass die Schmelzbadbreite mit weiteren Prozessparametern, wie Laserleistung, Scangeschwindigkeit oder Plattformtemperatur korreliert [30] und die Wahl des Spurabstandes von der übrigen Prozessführung abhängig gemacht werden sollte.

Martin et al. [80] nutzten in-situ Röntgenbildgebung sowie Multiphysics-Simulationen zur Detektion von Poren an den Umkehrpunkten des Lasers für den Werkstoff Ti6Al4V bei einer Konturbelichtung. Zusätzlich wurde mit Hilfe einer

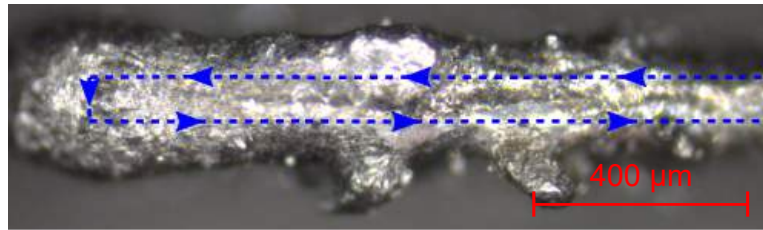


Abbildung 3.4.: Querschnittsänderung am Wendepunkt einer Konturbelichtung an einer AlSi10Mg Probe.

analytischen Betrachtung eine Strategie zur Reduktion von Randporen entwickelt. Dazu wurde der aus der Schweißliteratur bereits bekannte Zusammenhang genutzt, dass die Schmelzbadtiefe einen linearen Zusammenhang zur normierten Enthalpie $\Delta H/h_s$ aufweist, wobei ΔH die spezifische Enthalpie und h_s die Schmelzenthalpie darstellt. Die normierte Enthalpie erfuhr im Umkehrpunkt des Lasers einen signifikanten Anstieg, was zu starkem Keyhole-Schweißen und Poren führte. Als weiterer Effekt bei der Konturbelichtung ist insbesondere eine Zunahme des effektiven Querschnitts zu beobachten, wie in Abb. 3.4 beispielhaft an einer AlSi10Mg Probe dargestellt wird.

Die Autoren entwickelten durch Variation der Prozessparameter im Umkehrpunkt eine Strategie, um die normierte Enthalpie in diesem Bereich konstant zu halten und so die Porosität zu reduzieren. Mertens et al. [123] untersuchten für AlSi10Mg die prozessabhängige Porosität an Downskin-Flächen [39] (vgl. Abb. ??). Dabei konnte festgestellt werden, dass für höhere Leistungen 240 - 300 W bessere Werkstoffdichten über 99 % erreicht werden. An Downskin-Flächen wird empfohlen die Leistung über mehrere Schichten hinweg graduell zu steigern.

3.2.3. Dimensionslose Kennzahlen

Die Dimensionsanalyse erlaubt die Rückführung komplexer Systemzusammenhänge auf dimensionslose Kennzahlen, die Verhältnisse charakteristischer physikalischer Systemgrößen, wie Länge, Zeit, Kraft, Energie oder Leistung, beschreiben. Nach dem Bridgman-Postulat über die „absolute Bedeutung relativer Größen“ [124] verspricht die Dimensionsanalyse eine vollständig material- und maschinenunabhängige Prozesscharakterisierung. In der Literatur finden sich hierzu bereits einige Untersuchungen.

Dazu wurde von Mukherjee et al. [42] eine dimensionslose Kennzahl hergelei-

tet, die *Lack-of-Fusion* Zahl

$$L_F = \frac{\rho(c\Delta T + L)}{\frac{\eta P}{\pi \sigma_f^2 v}} Fo \frac{l_s}{h} \left(\frac{d_h}{b} \right)^2, \quad (3.1)$$

die prozess- und Materialgrößen mit der Porosität von Strukturen korreliert. Diese wurde für die Materialien AlSi10Mg, Ti6Al4V und 316L validiert, zeigt jedoch noch ein hohes Streuband und wurde nur für die *Lack-of-Fusion* Porosität nachgewiesen. Eine Methode zur Charakterisierung von Keyhole Poren ist in der Literatur noch nicht verfügbar, obwohl die Untersuchung der Porosität in der Literatur bereits näher betrachtet wurde [47, 80, 95, 105, 107, 123, 125–127].

Insbesondere dimensionsanalytische Betrachtungen zur Schmelzbadtiefe aus der Schweißtechnik [114, 128–130] fanden aufgrund der Verfahrensähnlichkeit bereits Anwendung im pulverbasierten Laserstrahlschmelzens [53, 131]. Damit konnte angegeben werden, ob Keyhole- oder Oberflächenschweißen vorlag und die Güte der Schweißnaht damit bewertet werden. Im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen ist die Schmelzbadtiefe ein Maß für die Porosität des Bauteils [42, 50]. Zur Schmelzbadbreite konnte bisher keine dimensionslose Korrelation festgestellt werden. Mukherjee et al. [132] gaben in einer weiteren Veröffentlichung eine Übersicht zur Bedeutung der dimensionslosen Größen Marangoni-, Peclet- und Fourier-Zahl für das pulverbasierte Laserstrahlschmelzen. Demnach ist die Peclet-Zahl

$$Pe = \frac{Lv\rho c}{\lambda} \quad (3.2)$$

ein Verhältnis zwischen Konvektion und Diffusion, wobei hohe Peclet-Zahlen konvektiven Wärmetransport als dominierende Größe anzeigen. Diesbezüglich wurde von Rai et al. [129] gezeigt, dass bei wärmeleitfähigeren Materialien der diffusive gegenüber dem konvektiven Stofftransport dominiert und in dessen Folge kleinere Schmelzbäder entstehen. Die verwendeten Größen L , v , ρ , c und λ zeigen dabei die charakteristische Länge, Scangeschwindigkeit, Dichte, spez. Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit an. Die Marangoni-Zahl

$$Ma = -\frac{\partial \sigma}{\partial T} \frac{L\Delta T}{\mu D} \quad (3.3)$$

ist ein Maß für die thermokapillare Grenzflächenkonvektion innerhalb der flüssigen Schmelze, wobei ein höherer Energieeintrag zu einer höheren Marangoni-Zahl führt. Dabei sind $\partial \sigma / \partial T$ der temperaturbezogene Oberflächenspannungsgradient, L die charakteristische Länge, ΔT die Temperaturdifferenz, μ die dynamische Viskosität und D die thermische Diffusivität. Dabei konnte von Mukherjee et al. [132] ein Zusammenhang zwischen Schmelzbadgeometrie und

Marangoni-Zahl nachgewiesen werden. Demnach führten höhere Marangoni-Zahlen zu effizienterem konvektivem Wärmetransport innerhalb der flüssigen Schmelze, wodurch sich größere Schmelzbäder ausbilden. Die Marangoni-Zahl wurde von den Autoren auf die Dichte normiert, da leichtere Materialien in einem gegebenen Volumen über geringere Masse verfügen und folglich ebenfalls ein effizienterer konvektiver Wärmetransport innerhalb der flüssigen Schmelze stattfindet. Weiterhin konnte nachgewiesen werden, dass eine Erhöhung der Marangoni-Zahl auch mit einer Erhöhung der Peclet-Zahl einhergeht und damit der konvektive Wärmetransport innerhalb der flüssigen Schmelze dominiert. Die Fourier-Zahl

$$Fo = \frac{D}{vL} \quad (3.4)$$

beschreibt nach Mukherjee et al. [132] ein Verhältnis zwischen Wärmedissipations- und Wärmespeicherrate. Eigenspannungsbedingte Deformationen resultieren aus schlechter Wärmedissipation aus dem Bauteil, sodass hohe Fourier-Zahlen beim Aufschmelzen wünschenswert sind. Mukherjee et al. [132] konnten zeigen, dass die Dehnung des Bauteils direkt mit der Fourier-Zahl materialunabhängig über einen Funktionszusammenhang korreliert.

3.3. Biomimetisches Design

Bei pulverbasiertem Laserstrahlschmelzen ergeben sich für den Konstrukteur neue Möglichkeiten für komplexe und individuelle Bauteile, was ein starkes Umdenken bezüglich der Bauteilentwicklung und -gestaltung erforderlich macht [5, 6]. Insbesondere die Topologieoptimierung von Bauteilen birgt das Potential, technisch-wirtschaftlich wettbewerbsfähige Konstruktionen zu erhalten. Emmelmann et al. [8] führten einen Prozess zur wettbewerbsfähigen Entwicklung von Bauteilen mit additiven Fertigungsverfahren ein, vgl. Abb. 3.5. Daraus können Designs für additive Fertigungsverfahren aus Bauteilen abgeleitet werden, vgl. Abb. 3.6, die ehemals für subtraktive und formative Fertigungsverfahren konstruiert wurden. Die Abbildung untermauert die bestehende Erfordernis des vollständigen Umdenkens bei der Bauteilgestaltung und Konstruktion [9]. Kranz [40] erläuterte diesen Entwicklungsprozess detailliert mit Blick auf die Kosten und merkte an, dass in jeder Phase des Produktentwicklungsprozesses eine technisch-wirtschaftliche Bewertung erforderlich sei, um den Mehrwert der additiven Fertigung gegenüber konventionellen Verfahren weiter zu verifizieren. Er führte weiterhin grundlegende Konstruktionsrichtlinien ein [38], die gemeinsam mit der bereits bestehenden VDI Richtlinie 3405 Blatt 3 [39] und weiteren

einschlägigen Publikationen [36, 37] einen umfassenden Katalog für die fertigungsgerechte Bauteilgestaltung liefern. Die bionische Produktentwicklung für schichtadditive Fertigungsverfahren unterteilt sich in folgende Phasen:

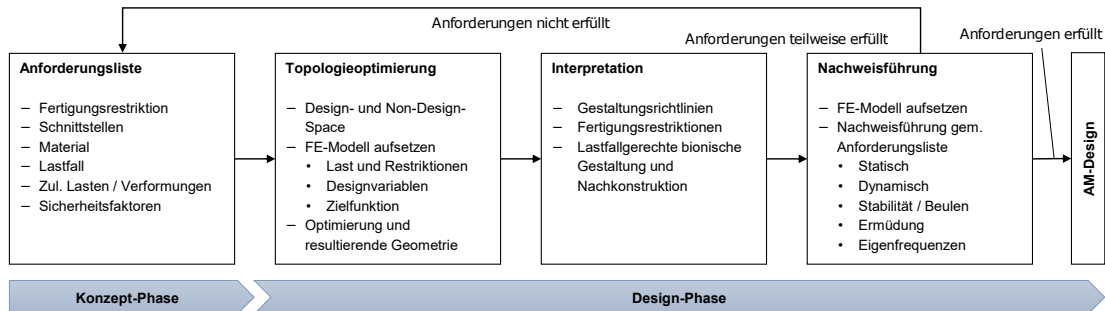


Abbildung 3.5.: Produktentwicklungsprozess für laseradditive Fertigungsverfahren nach [8].



Abbildung 3.6.: Entwicklung eines generativen Bauteilentwurfs nach [8] am Beispiel eines Stanznietwerkzeugs [133].

- **Anforderungsliste:** Hier werden die grundlegenden Anforderungen aufgelistet. Dazu gehören Fertigungsbeschränkungen, Design- und Non-Design-Space, Material, Lastfall und die zulässigen Lasten, Verformungen und Sicherheitsfaktoren.
- **Topologieoptimierung:** Diese Phase beinhaltet die Modellierung des Design- und Non-Design-Space sowie die Topologieoptimierung. Diese ist als Parameterstudie anzulegen und anschließend ein Design für die weitere Betrachtung auszuwählen, das in einer technisch-wirtschaftlichen Bewertung Potential gegenüber einer konventionellen Bauteilvariante liefert [40].

Bei der Optimierung im Design for Additive Manufacturing (DfAM) wird als Ziel die Minimierung der Nachgiebigkeit und als Restriktion die Obergrenze des zu erreichenden Volumens angegeben. Mögliche Veränderliche der Parameter können die minimale Strebendicke, die Volumenrestriktion, der Bauraum oder geometrische Beschränkungen beispielsweise bezüglich der Extrusionsrichtung sein [133].

- **Interpretation:** Aus der Parameterstudie sind mit Blick auf die fertigungstechnische Realisierbarkeit ein Entwurf für die weitere Betrachtung auszuwählen. Dabei sollen fertigungsbedingte Einschränkungen wie kritische Überhangwinkel, minimal realisierbare Strebendurchmesser, mögliche Aufbauszenarien und Orientierungen im Bauraum, die fertigungsbedingte Anisotropie sowie die thermisch induzierten Eigenspannungen Berücksichtigung finden. Unter diesen Rahmenbedingungen ist eine fertigungsgerechte Konstruktion auszuarbeiten und eine erneute technisch-wirtschaftliche Bewertung für verschiedene Aufbauszenarien durchzuführen [40].
- **Nachweisführung:** Das Ergebnis der fertigungsgerechten Konstruktion ist einem Spannungsnachweis zu unterziehen, um festzustellen, ob das Bauteil den in der Anforderungsliste gestellten Lasten Stand hält. Gleichzeitig sollten in diesem Schritt eventuelle Spannungskonzentrationen festgestellt und so umkonstruiert werden, dass im gesamten Bauteil ein homogener Spannungshaushalt vorliegt.
- **AM-Entwurf:** Nach Abarbeiten des obigen iterativen Schemas liegt ein Bauteilentwurf vor, der typischerweise starke Gewichtsreduktion und verbesserte Kraftflüsse aufweist [8, 133].

In einer eigenen Untersuchung wurde ein Stanznietwerkzeug nach dem oben beschriebenen Schema für die pulverbasierte additive Fertigung für den Werkstoff 316L entwickelt [133]. Dabei konnte durch Topologieoptimierung [40] und fertigungsgerechte Konstruktion [38, 39] eine Gewichtsreduktion von 21 % erreicht werden. Bauteil- und lastfallspezifisch kann mit dieser Methode eine Gewichtsersparnis bis zu 80 % erzielt werden [8]. Abb. 3.7 zeigt das Potential zur Reduktion des Bauteilgewichts und zur Optimierung des mechanischen Verhaltens. Gleichzeitig konnte die Abfallmenge um 99 % reduziert werden, was der gesellschaftlichen Forderung nach einer ressourceneffizienteren Produktion gerecht wird. Gleichzeitig wird deutlich, dass mit Blick auf Fertigungsdauer und Kosten die additive Fertigung oftmals nicht wettbewerbsfähig gegenüber konventionellen Verfahren ist.

Der in der Literatur derzeit akzeptierte Entwicklungsprozess für additiv gefertigte Komponenten [8, 40] schließt oftmals nicht die technische und wirt-

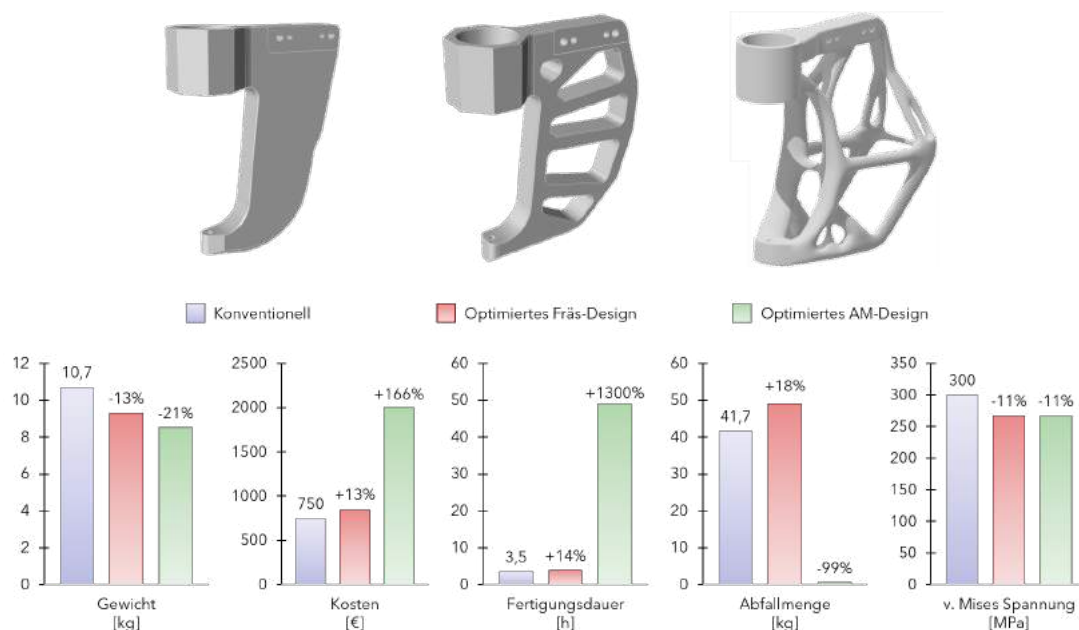


Abbildung 3.7.: Benchmark verschiedener Fertigungsvarianten eines Stanznietwerkzeugs nach [133]

schaftliche Optimierung von Prozessparametern und Integration von zellulären Strukturen ein. Dabei konnte in der Literatur bereits nachgewiesen werden dass eine gezielte Prozessführung beispielsweise durch Fokusaufweitung die Volumerate um 840 % steigern lässt [31]. Durch Integration von Gitterstrukturen mit angepasster Belichtungsstrategie und Prozessführung konnte eine Reduktion der Fertigungszeit um 80 % erreicht werden. Obwohl metallische Gitterstrukturen häufig Gegenstand aktueller wissenschaftlicher Studien sind, gehört deren Integration in die Konstruktion für additive Fertigungsverfahren noch nicht zum Stand der Technik.

3.4. Zusammenfassung und Forschungsbedarf

Während zelluläre Strukturen bereits in zahlreichen Branchen und Anwendungsgebieten Einzug halten, sind additive Fertigungsverfahren Schlüsselvoraussetzung für biomimetische Bauteildesigns [5, 6] mit integrierten zellulären Strukturen. Mit Präzisionen bis auf die Nanoskala und hierarchischer Architektur der zellulären Strukturen werden dabei völlig neue Bauteileigenschaften ermöglicht [65, 79] und spezifische Festigkeiten erreicht, die nur von Diamant übertroffen werden [64]. Gleichwohl ist, insbesondere beim laser powder bed fusion (LPBF), deren

technisch und wirtschaftlich wettbewerbsfähige Herstellung und Integration in Serienkomponenten nicht trivial und es gibt bislang keine etablierten Verfahren sowie einen Mangel an erforderlichlichem Anwenderfachwissen zur Fertigung von metallischen Strukturen auf der Mikroskala [33].

Die Laser-Materie-Wechselwirkung bestimmt die Geometrie, den thermischen Haushalt und die Stabilität des Schmelzbades [50]. Damit haben die Belichtungsstrategie und Laserparameter erheblichen Einfluss auf die Geometriegenauigkeit [22], Wirtschaftlichkeit [99] sowie die resultierenden mechanischen Eigenschaften [43, 49, 134] der mit dem LPBF Verfahren hergestellten zellulären Strukturen. So verändert der Energieeintrag durch den Laser bei metallischen Streben mit einem Querschnitt unter $600\text{ }\mu\text{m}$ das Werkstoffgefüge [35], wodurch die mechanischen Eigenschaften herabgesetzt werden. Starke Querschnittsänderungen im Übergang von Streben zu Knoten führen in der Fertigung zu einer starken Änderung der Enthalpie, die zu einem tieferen Schmelzbad, dem sog. Keyhole-Schweißen, und damit zu unerwünschten Poren führt [80]. Diese sind Sollbruchstellen, welche die statische und Ermüdungsfestigkeit von Gitterstrukturen herabsetzen und kostenintensive Nachbearbeitungsverfahren, wie HIP, erforderlich machen [26]. Die prozessinduzierten Schmelzbadeigenschaften können zu Partikelanhaftungen führen, welche das Gewicht erhöhen und die mechanischen Eigenschaften herabsetzen. Die Ausprägung des für AM Verfahren charakteristischen Treppenstufeneffekts [39] resultiert aus dem Verhältnis zwischen Schichtdicke, gewählter Strebengeometrie und Schmelzbadverhalten. Dies führt ebenfalls zu prozessinduzierten Kerben, welche die Performanz der zellulären Mikrostruktur schwächen. Damit hat das Schmelzbadverhalten weitreichende Konsequenzen für die Qualität und mechanischen Eigenschaften zellulärer Mikrostrukturen. Es ist gleichermaßen bedeutend für die wirtschaftliche Fertigung, da hohe Bauraten stabiles Schmelzbadverhalten erfordern.

Zahlreiche Forscher befassen sich mit der numerischen Modellierung des Aufschmelzverhaltens und berücksichtigen dabei die komplexen physikalischen Phänomene, wie Marangoni-Konvektion, Laser-Rückstoßkräfte, Plateau-Rayleigh Instabilitäten, temperaturabhängige Materialeigenschaften, Zustandsänderungsenthalpien, Verdampfung und thermokapillare Kräfte der Schmelze [50, 101, 103, 104, 135]. Obwohl die Literatur sehr fundiert die Wirkzusammenhänge zwischen Laser-Materie-Wechselwirkung und den daraus resultierenden Bauteileigenschaften numerisch modelliert, sind diese mit Blick auf eine industriell anwendbare Gestaltungssystematik unpraktikabel. Weiterhin werden in der Forschung bereits Methoden des maschinellen Lernens [136] eingesetzt, welche allerdings einerseits eine enorme Menge experimenteller Daten und erfordern und andererseits

lediglich Korrelationen aufzeigen, sodass sie keinen prädiktiven Charakter haben. Eine fehlende physikalische Grundlage macht die Untersuchung damit immer abhängig vom Anlagentyp und dem gewählten Material. In dieser Arbeit wird ein einfaches physikalisches Modell mit den Methoden der Dimensionsanalyse vorgestellt, das materialunabhängig Prozessgrößen, Materialeigenschaften und die zur Gestaltung der zellulären Mikrostrukturen relevante Schmelzbadbreite durch einen funktionalen Zusammenhang beschreibt. Die Dimensionsanalyse ist ein in der Biologie [137, 138], Strömungslehre und anderen wissenschaftlichen Disziplinen verwendete Methode, die mit der Forderung nach Einheitenkonsistenz die Beschreibung komplexer Systemzusammenhänge durch einfache physikalische Kennzahlen erlaubt. Weiter werden geometrische sowie energiebasierte Methoden der Elastostatik [139] verwendet, um prädiktive analytische Aussagen zum quasi-elastischen Verhalten ausgewählter zellulärer Strukturen zu treffen. Damit soll ein Konzept bereitgestellt werden, um die Zusammenhänge zwischen Prozess, Geometrie, mechanischem Verhalten für das LPBF Verfahren industriell anwendbar aufzuzeigen und damit die fertigungsgetriebene Gestaltung zellulärer Mikrostrukturen zu ermöglichen. Es ist festzuhalten, dass die Charakterisierung des Schmelzbades und dessen Berücksichtigung bei der Gestaltung zellulärer Strukturen (und dichter Bauteile) die Präzision und Wirtschaftlichkeit des Verfahrens bestimmt. Dennoch findet die fertigungsgetriebene Gestaltung von additiv hergestellten zellulären Strukturen (und dichten Bauteilen) in der gegenwärtig verfügbaren Literatur obgleich ihrer industriellen Relevanz und den oben gezeigten Anwendungsmöglichkeiten kaum Beachtung [33].

In Abschnitt 3.1 wurde gezeigt, dass die Anwendungsgebiete zellulärer Strukturen materialspezifisch ist, wodurch materialunabhängige konstitutive Modellierungsansätze erforderlich werden, die sowohl die Schmelzbadgeometrie und resultierenden Bauteileigenschaften materialunabhängig korrelieren. Dabei wurde in der Literatur zur Schweißtechnologie bezüglich der Schmelzbadtiefe Wissen für die laseradditive Fertigung applizierbar gemacht [53, 131, 132]. Zur Schmelzbadbreite, die zur relativen Dichte und damit zum mechanischen Verhalten der zellulären Strukturen beiträgt, wurde mit Stand der Recherche kein konstitutiver Zusammenhang in der Literatur gefunden. Für die Porosität, welche das Ermüdungsverhalten von Bauteilen maßgeblich beeinflusst, wurde ein entsprechendes Konstitutivgesetz angegeben [42], welches noch nicht für zelluläre Strukturen nachgewiesen wurde.

Tab. 3.1 zeigt einen repräsentativen Auszug der internationalen Forschungsaktivität zu laseradditiv gefertigten zellulären Strukturen. Dabei lässt sich insbesondere konstatieren, dass die Legierungen Edelstahl 316L und Titan Ti6Al4V über-

wiegend Betrachtung finden. Für Titan werden insbesondere das quasi-statische und Ermüdungsverhalten untersucht, sowie der Einfluss auf Nachbehandlungsverfahren wie HIP und chemischem Ätzen mit Blick auf biokompatible Anwendungen [26, 88, 140, 141]. Untersuchungen zum quasi-statischen Verhalten werden für die gängigen Pulverwerkstoffe AlSi10Mg [83], AlSi12Mg [23], Edelstahl 316L [24, 43], Ti6Al4V [25, 89, 90] und Inconel IN625 [27] durchgeführt. Der Einfluss des Fertigungsprozesses auf die Eigenschaften zellulärer Strukturen wird dabei kaum untersucht. Lediglich Sing et al. [134] und Zhong et al. [43] untersuchen für die Werkstoffe Titan-Tantal und 316L den Einfluss der Prozessführung auf die mechanischen Eigenschaften von zellulären Strukturen und stellen einen erheblichen Einfluss des Energieeintrags E_v auf die mechanischen Eigenschaften fest. Zelluläre Strukturen aus Aluminium AlSi10Mg finden in der Literatur insgesamt weniger Betrachtung. Ebenfalls ist zu verzeichnen, dass sich die wissenschaftlichen Untersuchungen mehr dem quasi-statischen [24, 25, 43, 82–84, 91, 93–95, 97, 100, 135], als dem Ermüdungs- [26, 88, 141] und Impact-Verhalten [15, 16] widmen. Die Fülle an technologisch relevanten Materialien verdeutlicht die Notwendigkeit physikalischer materialunabhängiger Skalierungsgesetze für die fertigungsgetriebene Gestaltung zellulärer Strukturen, welche in der derzeitigen Literatur kaum Beachtung finden.

	RVE	Material	P [W]	v [mm s ⁻¹]	d_h [μm]	l_s [μm]	ρ^*/ρ_S^A	$(E^*/E_S)^A$ bzw. E^B	$(\sigma^*/\sigma_S)^A$ bzw. σ^B
[49]	f2ccz	AlSi10Mg	200-350	500-5500	100	30	5-25	1-11 ^A	5-60 ^B
[84]	bcc(z)	AlSi10Mg	370	1500	130	30	5-6	22-490 ^B	2-4 ^B
[83]	OE, RE	AlSi10Mg	200 ¹	. ¹	. ¹	25 ¹	10-14	700-1300 ^B	5-9 ^B
[23]	bcc(z), fcc(z), fbccz	AlSi12Mg	350	921.05	190	50	6-18	0.2-2 ^A	2-8 ^A
[27]	bcc(z), f2cc(z)	IN625	200	900	120	30	3-14	0.02-1.5 ^A	0.07-3 ^A
[99]	bcc	1.4542	20-195	700-2200	-	20	-	-	-
[97]	div. fcc	316L	-	-	-	-	19-21	7000- 10000 ^B	20-35 ^B
[100]	f2ccz, HK	316L	100-195	700-1000	30- 50	-	10-60	2500- 25000 ^B	10-175 ^B
[96]	OE	316L	100	475	130	30	26-28	1-20 ^A	50 ^B
[94]	SG	316L	95	160	75	75	15	241-306 ^B	12-17 ^B
[24]	SG	316L	95	160	75	75	6-13	30-250 ^B	2-14 ^B
[135]	SG	316L	90	600	77	30	10-20	488-1952 ^B	14-40 ^B
[43]	bcc, DM, TE	316L	80-100	570-2100	60- 80	20	13-40	29-357 ^B	1.5-10 ^B
[111]	f2ccz	316L, Ti6Al4V	175	750	120	30	-	-	-
[140]	DM	Ti6Al4V	-	-	-	-	0.2-36	370-4240 ^B	8-100 ^B
[141]	DD	Ti6Al4V	-	-	-	-	16-32	550-3490	16-92
[87]	HC	Ti6Al4V	-	180	-	100	5-11	50-225 ^B	2-10 ^B
[85]	SG, SD	Ti6Al4V	200	1200	-	30	8-15	-	-
[25]	bcc, f(b)cc(xy)z	Ti6Al4V	175	710	120	30	6-30	0.1-3 ^A	0.4-10 ^A
[90]	f2bcc	Ti6Al4V	42	260	-	30	15-35	297-1204 ^B	10-34 ^B
[26]	DM	Ti6Al4V	-	-	-	30	31-40	4176- 6568 ^B	90-119 ^B
[89]	DM	Ti6Al4V	. ²	. ²	. ²	. ²	30-40	2500- 5000 ^B	70-150 ^B
[91]	AHC	Ti6Al4V	-	-	-	70	11-31	100- 58000 ^B	10-160 ^B
[88]	DM	Ti6Al4V, CoCr	-	-	-	30	29-37	-	-
[134]	fccxyz	Titan- Tantal	120-360	400-1200	-	30- 100	20-80	1000- 7000 ^B	30-430 ^B
[93]	div.	Ti	117	225	90	30	25-45	-	35-120 ^B

Tabelle 3.1.: Repräsentativer Auszug zum Stand der Forschung zu experimentell ermittelten Eigenschaften von Gitterstrukturen im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen.

¹ Energiedichte $E_V = 60 \text{ J mm}^{-3}$

² Energiedichte $E_V = 10.8 \text{ J mm}^{-3}$

^A Relative Werte in %

^B Absolute Werte in MPa

4. Schmelzbadcharakterisierung

Das folgende Kapitel dient zur analytischen und experimentellen Charakterisierung des Schmelzbadverhaltens, welche letztendlich dazu genutzt werden soll, um eine Korrelation zwischen Einzelbahn- bzw. Konturbelichtung und dem Energieeintrag zu gewinnen. In Kapitel 3 „Stand der Technik“ wurde gezeigt, dass diese Belichtungsstrategien bei zellulären Strukturen zu höherer Qualität führen. Da zelluläre Strukturen strebenbasierte Gitterstrukturen sowie plattenbasierte Gitter- oder Hexagonalkernstrukturen beinhalten, werden hier sowohl rechteckige als auch runde Querschnitte betrachtet und es wird gezeigt, dass diese in der Fertigung bei gleichen Parametern enthalpiebedingt zu unterschiedlichen Strebenbreiten führen. Es wird hier zunächst eine dimensionsbehaftete Untersuchung angestellt. Anschließend wird mit der Dimensionsanalyse eine Entdimensionierung für die Einzelbahn- und Konturbelichtung vorgenommen und anhand der Materialien 316L, IN625, Al-Si10Mg und AlMgSc aufgezeigt, dass eine materialunabhängige Korrelation für beide Belichtungsstrategien vorliegt.

4.1. Dimensionsbehaftete Prozessentwicklung

Wie in Kapitel 2 hergeleitet, stehen dem Anwender im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen anlagenspezifisch verschiedene Belichtungsstrategien zur Verfügung. Zur schichtadditiven Fertigung von zellulären Strukturen aus Metall ist die Modellierung der Schmelzbadbreite einer Einzelschmelzbahn als technisch einfachster Fall grundlegend und wird entsprechend zunächst betrachtet, vgl. Abb. 4.1a. Für die Fertigung im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird die Konturbelichtung nach Abb. 4.1b für Hexagonalkern- (Kapitel 5) und Gitterstrukturen (Kapitel 6) verwendet. Dabei wird zwischen Rechteck- und Rundquerschnitten unterschieden, was dem unterschiedlichen Aufschmelzverhalten beider Querschnitte geschuldet ist und im weiteren Verlauf dieses Kapitels näher erläutert wird.

4.1.1. Einzelbahnbelichtung

Das Verhalten einer Einzelschmelzbahn ist als technisch einfachster Fall von besonderer Bedeutung. Bezüglich der Schmelzbadtiefe wurde aus der Schweiß-

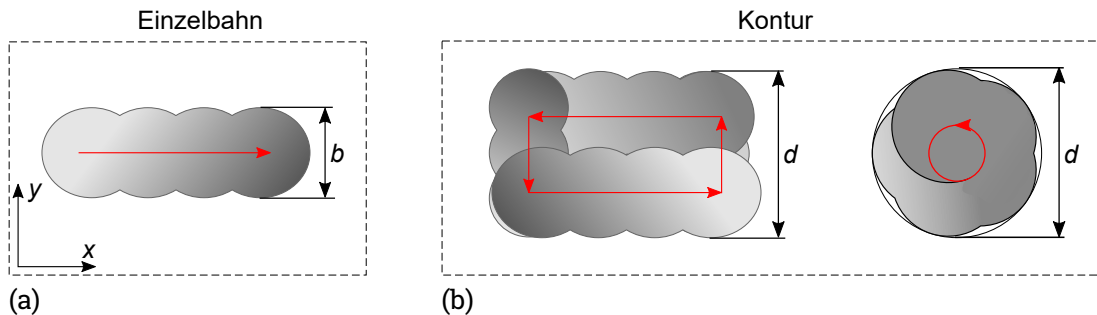


Abbildung 4.1.: Untersuchte Belichtungsstrategien. (a) Einzelbahnbelichtung, (b) Konturbelichtung von Rechteck- und Rundquerschnitten.

literatur bereits erfolgreich Wissen in das pulverbasierte Laserstrahlschmelzen übertragen [53, 131]. Diese korreliert mit der spezifischen Enthalpie. In Kapitel 3 konnte gezeigt werden, dass bezüglich der Schmelzbadbreite bislang keine materialunabhängige Korrelation in der Literatur gefunden wurde, wobei sich zahlreiche Autoren mit der Untersuchung der Schmelzbadbreite befassen [30, 44, 52, 105, 115, 116]. Lediglich ein Zusammenhang zwischen Schmelzbadbreite und Linienenergie gemäß

$$b \propto \sqrt{E_l} \quad (4.1)$$

konnte in der Literatur nachgewiesen werden [44], was in einer eigenen publizierten Untersuchung bestätigt wurde [49]. Da die Gleichung dimensionsbehaftet ist, muss deren Proportionalitätskonstante stets materialabhängig ermittelt werden. Nachfolgend werden zunächst dimensionsbehaftete Untersuchungen zur Breite von Einzelschmelzbahnen durchgeführt, um eine eigene experimentelle Datengrundlage für die anschließende dimensionslose und materialunabhängige Schmelzbadcharakterisierung zu schaffen.

Material und maschinelle Ausrüstung

Die Versuche wurden an DMLS-Anlagen EOS M 270 und EOS M 290 durchgeführt. Dabei wurden die Materialien AlSi10Mg, MS1, 316L, IN625 und AlMgSc (Scalmalloy) verwendet. Weiterhin wurden aus der Literatur Schmelzbadbreiten für Ti6Al4V entnommen [52]. Für die Versuche wurden die Laserleistung P und die Scangeschwindigkeit v variiert, um deren Einfluss auf die Schmelzbadbreite zu ermitteln. Tab. 4.1 zeigt die übrigen Versuchsrahmenbedingungen. Die verwendeten thermophysikalischen Eigenschaften der verwendeten Materialien sind in Tab. C.1 zusammengefasst.

	AlSi10Mg	MS1	316L	IN625	AlMgSc
Anzahl Probekörper	32	5	30	30	30
Plattformtemperatur T_{bp} [°C]	125	40	80	80	125
Fokusbildmesser σ_l [μm]	80	80	80	80	80
Partikeldurchmesser d_{50} [μm]	49	n.a.	29	31	n.a.

Tabelle 4.1.: Maschinen- und Materialdaten für die durchgeführten Versuche zur Einzelbahnbelichtung.

Probekörper

Aus Vorversuchen wurde der in Abb. 4.2a dargestellte Probekörper ermittelt, der eine leichte Breitenmessung ermöglicht, keine Ablösung von der Bauplattform aufweist, und keine thermisch induzierte Deformation zeigt. Die Abmessungen waren $5 \times 13 \times 20 \text{ mm}^3$. Zur Breitenmessung wurde mit MATLAB ein Bildverarbeitungsalgorithmus programmiert, der die Breite der Probekörper in der Draufsicht pixelweise misst. Da der Algorithmus über Grauwerterkennung arbeitet, wurden die Probekörper mit mattschwarzem Lackspray eingesprüht und anschließend mit feiner werdendem Schleifpapier mit den Körnungen P100, P280, P400 und P1200 geschliffen. Zusätzlich wurden ausgewählte Proben in Harz getränkt und mit denselben Körnungen geschliffen. Weiterhin wurden diese Proben poliert, um die Schmelzbahnen in der Vorderansicht sichtbar zu machen, vgl. Abb. 4.2b. Mikroskop- und Schliffbilder wurden mit einem Lichtmikroskop des Typs ZEISS Axioskop A1 HAL 100 durchgeführt.

Wie aus der Literatur bekannt, korreliert die Schmelzbadbreite in erster Näherung mit der Linienenergie gemäß $b \propto \sqrt{E_l}$ [44]. Diese Approximation ist jedoch nur in dem Bereich des Prozessfensters gültig, wo ein selbstähnliches Schmelzbad angenommen werden kann und weder Balling noch Keyholing dominierende Aufschmelzphänomene sind [46]. Entsprechend wurden für die hier betrachteten Materialien in Vorversuchen entsprechende Prozessfenster ermittelt, welche in Anhang D zusammengefasst wurden. Die Ergebnisse der Auswertung sind in Abb. 4.3 dargestellt. Wird die Proportionalität nach $b = c_1 \cdot E_l^{c_2}$ vorausgesetzt, lassen sich die materialabhängigen Konstanten c_1 und c_2 mit Hilfe einer Regression ermitteln. Für die Anwendung lassen sich die Konstanten mit einer geringen Anzahl von Versuchen ermitteln, wobei hier vorauszusetzen ist, dass die gewählte Prozessführung im stabilen Prozessfenster, vgl. Abb. 3.3, ist. Für die hier durchgeführten Versuche wurden die Koeffizienten wie in Tab. 4.2 gezeigt ermittelt.

Daraus lassen sich folgende Beobachtungen ableiten:

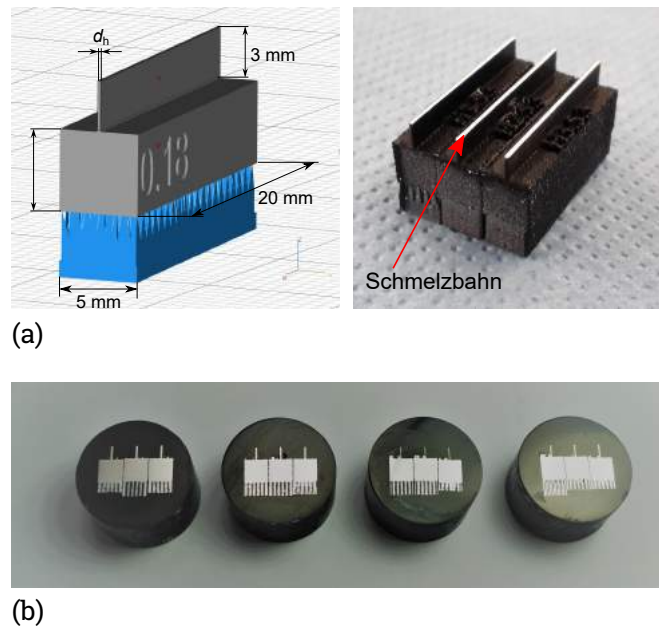


Abbildung 4.2.: (a) Probekörper als CAD (links) und geschliffen (rechts) für Breitenvermessung (b) In Epoxydharz getränkte Probekörper zur Erstellung von polierten Schliffbildern

	AlSi10Mg	AlMgSc	316L	IN625	MS1	Ti6Al4V
c_1	13.53	15.43	24.4	3.63	6.77	12.29
c_2	0.52	0.49	0.36	0.67	0.53	0.47
R^2	0.97	0.95	0.91	0.97	0.82	0.92

Tabelle 4.2.: Koeffizienten c_1 und c_2 zur Ermittlung der Schmelzbadbreite $b = c_1 E_l^{c_2}$.

- Materialien mit höherer Wärmeleitfähigkeit (hier AlSi10Mg und AlMgSc) zeigen bei gleicher Linienenergie deutliche größere Schmelzbadbreiten, was zunächst der Erwartung widerspricht, da eine höhere Wärmedissipation ins umliegende Material zu kleineren Schmelzbadbreiten führen sollte. Die Peclet-Zahl $Pe = b v_{pc} / \lambda$, die das Verhältnis zwischen konvektivem und diffusivem Wärmetransport angibt, zeigt nach Tab. 4.3 für alle betrachteten Materialien des Rechenbeispiels bei $E_l \approx 200 \text{ J m}^{-1}$ konvektiven Wärmetransport als dominantes Prozessphänomen an. Nach Rai et al. [129] führen jedoch hohe Dichten in Kombination mit hohem Siedepunkt zu einer schlechteren Schmelzbaddurchdringung und als Folge zu kleineren Schmelzbädern. Entsprechend ist hier insbesondere die Werkstoffdichte signifikant an der Schmelzbadgröße beteiligt, während die Wärmeleitfähig-

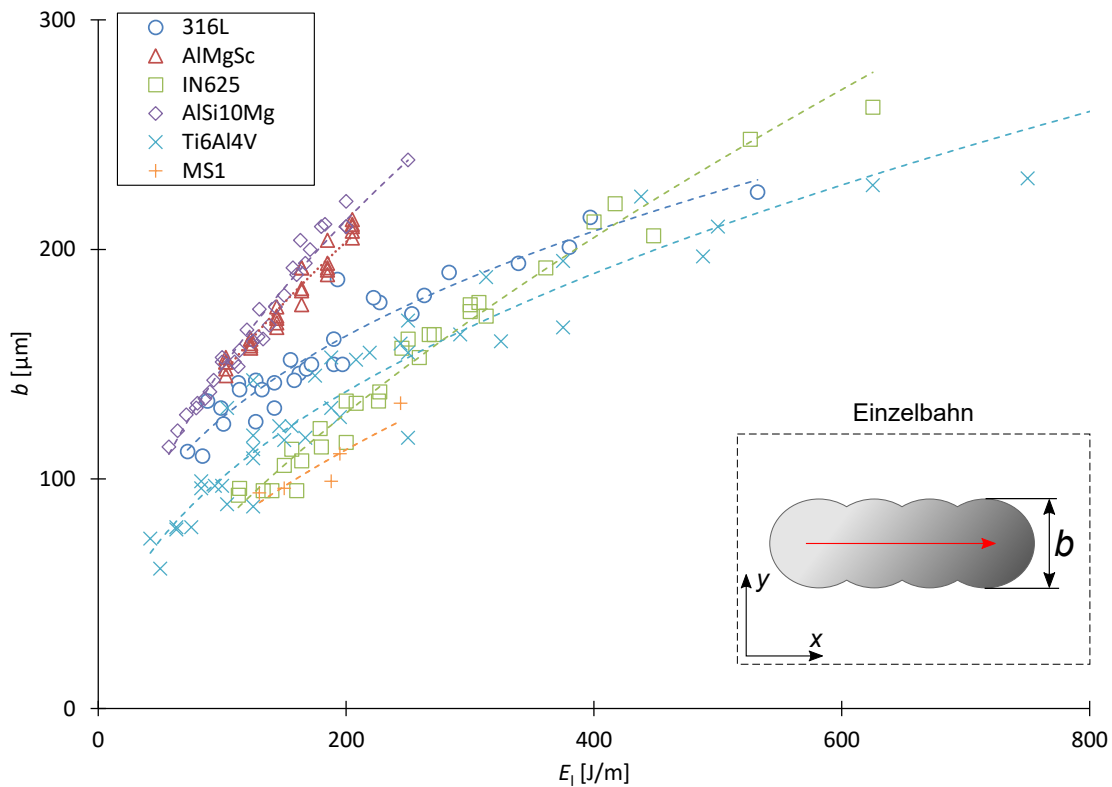


Abbildung 4.3.: Auswertung der Schmelzbadbreite als Funktion der Linienenergie. Die Werte für Ti6Al4V wurden aus der Literatur entnommen [52].

keit in erster Näherung einen geringeren Einfluss ausübt.

- Der Exponent c_2 kann in erster Näherung mit $1/2$ angenommen werden. Zur Bestätigung wird eine Dimensionsanalyse in einem System aus Masse \mathbf{M} , Länge \mathbf{L} , Zeit \mathbf{T} und Temperatur Θ durchgeführt. Dabei wird als Resultat der Peclet-Zahlen in Tab. 4.3 ein adiabates System angenommen, sodass es zu keiner Betrachtung der Wärmeleitfähigkeit λ kommt. Allerdings wird die Liquidustemperatur T_l mit eingebracht, da ebenfalls aus der Schweißliteratur bekannt ist, dass hohe Schmelztemperaturen zu kleineren Schmelzbädern führen [129]. Da die aus der Plattformtemperatur T_{bp} entstehende Enthalpie $\rho c T_{bp}$ dem System für den Phasenwechsel nicht mehr zugeführt werden muss, wird in der Dimensionsanalyse $\Delta T_l = T_l - T_{bp}$ verwendet. Aus den $m = 5$ dimensionalen Einflussgrößen $b, P, v, \rho c, \Delta T_l$ ergibt sich in einem System aus den $n = 4$ Dimensionen $[\mathbf{LMT}\Theta]$ mit der Dimensionsanalyse $m - n = 1$ dimensionslose Größe gemäß $\Pi = b^2 v \rho c \Delta T_l / P$. Daraus lässt

sich für die Schmelzbadbreite folgern:

$$b = C \sqrt{\frac{P}{v}} \sqrt{\frac{1}{\rho c \Delta T_l}}, \quad (4.2)$$

wobei C eine materialabhängig zu ermittelnde Konstante ist. Aus Gl. (4.2) bestätigt sich der Zusammenhang $c_2 = 1/2$.

	E_l [J m ⁻¹]	b [μm]	v [m s ⁻¹]	ρ [kg m ⁻³]	c [J kg ⁻¹ K ⁻¹]	λ [W K ⁻¹ m ⁻¹]	Pe [-]
316L	198	150	1.27	7900	700	20	52.7
IN625	208	133	1.2	8440	735	30	33
AlMgSc	205	205	1.22	2640	980	110	5
AlSi10Mg	200	221	1.25	2670	910	140	4.8

Tabelle 4.3: Exemplarische Peclet-Zahlen für verschiedene Materialien bei einer Linienenergie $E_l \approx 200$ J m⁻¹.

Gl. (4.2) lässt sich als Verhältnis zwischen Linienenergie $E_l = P/v$ und spezifischer Enthalpie $\rho c \Delta T_l$ interpretieren. Weiterhin bestätigt die Formel qualitativ die in der Literatur getroffene Aussage, dass höhere Schmelztemperaturen T_l und Dichten ρ zu kleineren Schmelzbahnen führen [129]. Nach Buchbinder [30] lässt sich bei höheren Plattformtemperaturen T_{bp} dieselbe Bauteilqualität mit einem geringeren Energieeintrag erzielen. Wenn nach Gl. (4.2) die Plattformtemperatur erhöht wird, führt das kleiner werdende ΔT_l zu einer Zunahme der Schmelzbadbreite b , was wiederum durch eine Reduktion der Linienenergie kompensierbar ist. Durch die Formel werden damit auch die in der Literatur gemachten Aussagen bezüglich des Einflusses der Plattformtemperatur bestätigt. Zur Veranschaulichung werden in Abb. 4.4 exemplarisch geschliffene Schmelzbahnen in der Draufsicht für die Materialien 316L, IN625, AlMgSc und AlSi10Mg bei einer Linienenergie $E_l \approx 200$ J m⁻¹ gezeigt. Es lässt sich zusammenfassen, dass die Schmelzbadbreite materialabhängig mit den Prozessparametern skaliert, jedoch keine materialunabhängige dimensionslose Korrelation in der Literatur verfügbar ist. Bezüglich der Schmelzbadtiefe hingegen konnten in der Literatur bereits entsprechende Korrelationen gefunden werden [53, 131].

4.1.2. Konturbelichtung

Im Vergleich zur Hatchbelichtung eignet sich die Konturbelichtung besser zur additiven Fertigung zellulärer Strukturen, da sie zu geringeren Partikelanhaftungen (vgl. Kapitel 3, Abb. 3.1) und einem weniger ausgeprägten Treppenstufeneffekt führt [22]. Darüber hinaus konnten Abele et al. [99] nachweisen, dass eine Prozessführung mit Konturbelichtung und optimierten Parametern eine Reduktion

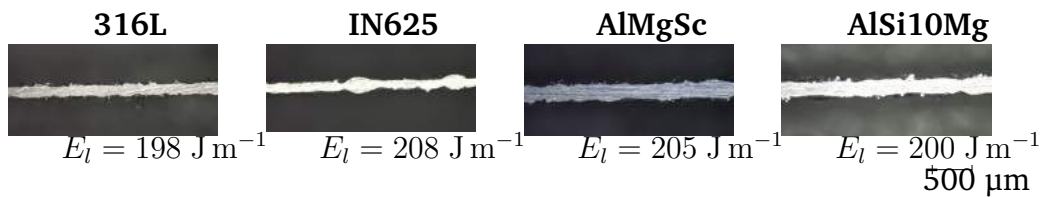


Abbildung 4.4.: Schmelzraupen für die Pulverwerkstoffe 316L, IN625, AlMgSc und AlSi10Mg, die bei einer Linienenergie von $\approx 200 \text{ J m}^{-1}$ gefertigt wurden.

der Fertigungszeit um bis zu 80 % gegenüber konventionellen Fertigungsparametern mit sich bringt.

Nachfolgend wird näher auf die Konturbelichtung von Rund- und Rechteckquerschnitten eingegangen. Diese unterscheiden sich darin, dass im Rundquerschnitt bei der Fertigung ständig eine flüssige Phase im Zentrum vorliegt, während dies bei Rechteckquerschnitten nur im Umkehrpunkt des Lasers der Fall ist. Martin et al. [80] haben nachgewiesen, dass dies zu einer erhöhten Enthalpie in diesem Bereich führt, wodurch verstärkt Keyhole-Poren entstehen. In Kapitel 3 „Stand der Technik“ wurde darüber hinaus mit Abb. 3.4 gezeigt, dass dadurch die hier untersuchte Breite der resultierenden Struktur variiert. Zur Veranschaulichung des veränderten Schmelzbadverhaltens bei der Konturbelichtung von Rundquerschnitten zeigt Abb. 4.5 das Schliffbild einer f2ccz-Gitterstruktur aus AlSi10Mg. Entsprechend werden für die Konturbelichtung die Fälle des Rund- und Rechteckquerschnitts gesondert betrachtet, wobei erstere für die Fertigung strebenbasierter Gitterstrukturen und letztere bei Hexagonalkernen und plattenbasierten Gitterstrukturen, wie von Tancogne-Dejean et al. erstmals für die Zwei-Photonen-Lithographie vorgestellt [142], angewendet werden.

Rundquerschnitt

Die gegenwärtigen Betrachtungen zur Konturbelichtung von Rundquerschnitten legen die Grundlage für die weiterführende Untersuchung zur relativen Dichte und dem quasi-statischen Verhalten von f2ccz Gitterstrukturen aus AlSi10Mg in Kapitel 6.

Bereits von Hauser et al. [119] konnte festgestellt werden, dass die Qualität von Einzelschmelzraupen stark von den gewählten Prozessparametern abhängt und dass hohe Energiedichten zu Partikelanhaftungen und Keyhole-Schmelzen führen, während geringe Energieeinträge zu ausgeprägter Plateau-Rayleigh-Instabilität [50] oder sogar Balling führen [55]. Wei et al. [105] untersuchten diesbezüglich numerisch und experimentell das Einzelbahnverhalten. Buchbinder [30] analysierte u.a. die Geometrie von Schmelzraupen für Vollmaterial, das mit Hatch- bzw. Kontur-Hatch gefertigt wurde. Für die Konturbelichtung, die bei der Fertigung

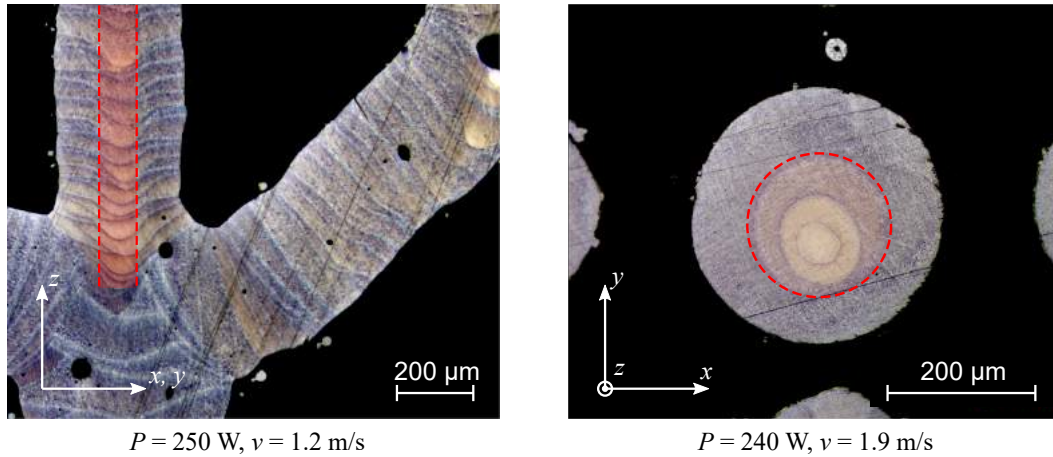


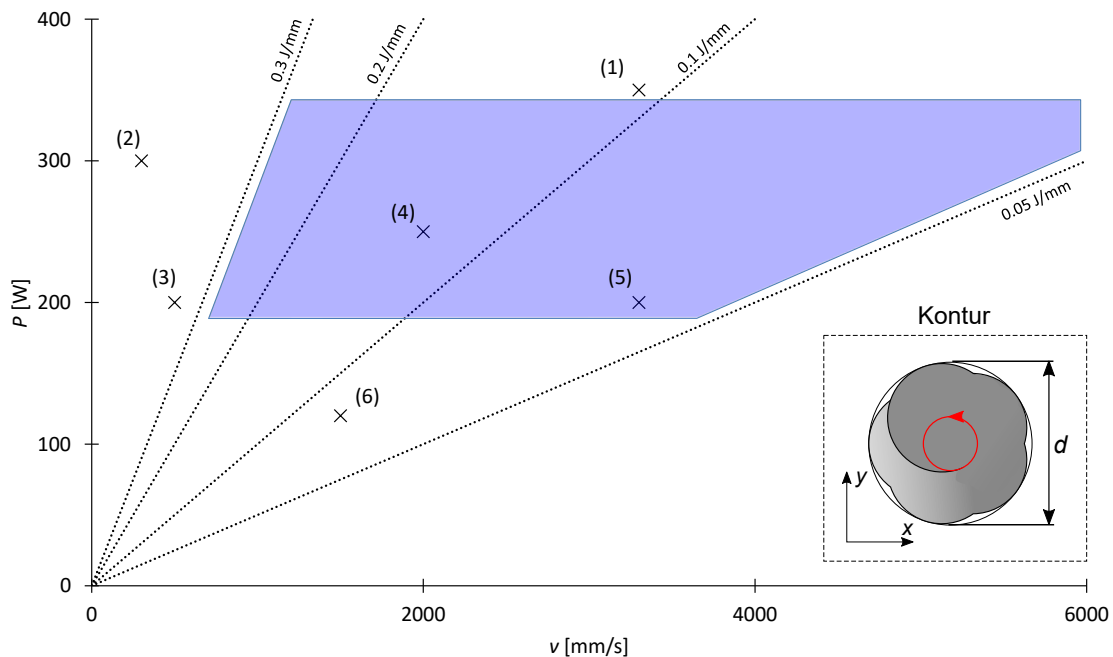
Abbildung 4.5.: Übersmelzen bei der Fertigung von Rundquerschnitten mittels Konturbelichtung (rot). Das Schliffbild zeigt eine f2ccz-Gitterstruktur aus AlSi10Mg in der Seitenansicht (links) sowie eine vertikale Strebe in der Draufsicht (rechts), die mit einem CAD-Strebedurchmesser von $d_h = 100 \mu\text{m}$ gefertigt wurden.

von Gitterstrukturen bevorzugt zu betrachten ist [22, 99], führte Merkt [100] Untersuchungen mit zellulären Strukturen mit dem Werkstoff 316L durch. Auf die derzeit bestehende Notwendigkeit der material- und maschinenabhängigen Betrachtung wurde zuvor bereits eingegangen. Entsprechend wurde für die in Kapitel 6 betrachteten f2ccz-Gitterstrukturen ein Prozessfenster für den Werkstoff AlSi10Mg in einem P - v -Diagramm mit den Versuchsrahmenbedingungen gemäß Tab. 4.4 aufgeführt.

Anlage	Pulver	σ_l	l_s	T_{bp}	RVE	CAD-Durchmesser	Zellweite
EOS M 290	AlSi10Mg	80 μm	30 μm	60 $^{\circ}\text{C}$	f2ccz	100 μm	2 mm

Tabelle 4.4.: Versuchsbedingungen für die Prozessfensterermittlung bei f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg

Abb. 4.6a zeigt das zugehörige Prozessfenster. Dabei wird deutlich, dass eine Fertigung von Gitterstrukturen mit der Konturbelichtung insbesondere bei Energieeinträgen zwischen 50 J m^{-1} und 300 J m^{-1} sowie Leistungen zwischen $P \approx 170 \text{ W}$ und $P \approx 350 \text{ W}$ zu guten Druckergebnissen führt. Dabei zeigen Probekörper oberhalb einer Leistung von 350 W durch den zu hohen Energieeintrag starke Partikelanhaftung und die Anhaftung größerer Partikel im Downskin-Bereich [39] durch das Keyhole-Schweißen, vgl. Abb. 4.6b. In Bereichen mit Energieeinträgen über 300 J m^{-1} zeigt sich eine verschlechterte Oberflächenqua-



(a)

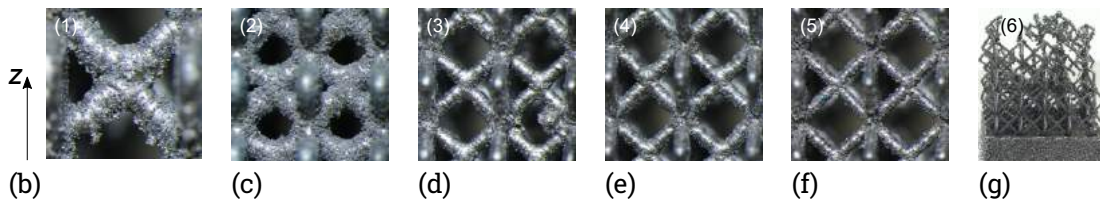
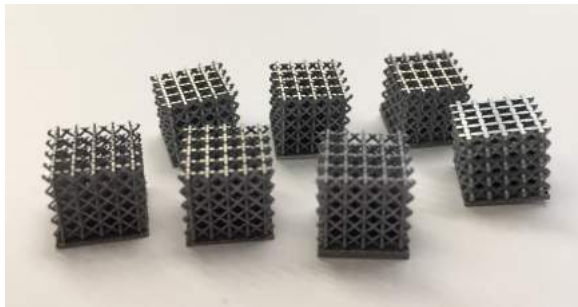


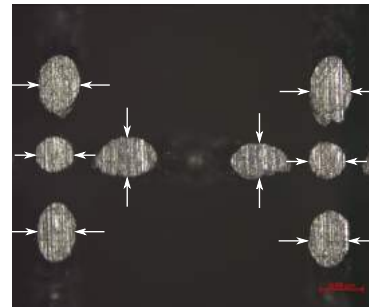
Abbildung 4.6.: Prozessfenster zur Bewertung der Qualität von f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg. Die höchste Bauteilqualität wurde im blau grundierten Bereich erreicht.

lität, die sich bei höherer Leistung durch starke Partikelanhaftung (vgl. Abb. 4.6c) und bei geringeren Leistungen durch größere Partikel in den Knotenbereichen (vgl. Abb. 4.6d) äußert. Abb. 4.6e und Abb. 4.6f zeigen repräsentative Strukturen aus dem Prozessfensterbereich, in dem die höchste Bauteilqualität erreicht wird. Bei Leistungen unter 170 W und 50 J m^{-1} reicht die eingebrachte Energie nicht aus, um ein stabiles Schmelzbad zu erzeugen, so dass eine hohe Defektdichte bei den Streben der gefertigten Gitter zu beobachten ist, vgl. Abb. 4.6g.

Nachfolgende Betrachtungen beschränken sich auf die Bereiche des Prozessfensters, die die zuverlässige Fertigung von Gitterstrukturen erlauben. Der korrespondierende Bereich ist in Abb. 4.6a blau grundiert. Für die Breitenmessung wurden f2ccz-Gitterstrukturen nach Abb. 4.7a gedruckt und an 5 Stützstellen mit Hilfe einer Mittelwertbildung (siehe Abb. 4.7b) vermessen. Dabei konnte fest-



(a)



(b)

Abbildung 4.7.: Breitenmessung von Gitterstrukturen (a) Repräsentative Probekörper mit 5x5x5 Einheitszellen und einer Kantenlänge von 10 mm pro Probekörper und (b) Schlichtbild unter Lichtmikroskop von eingetränktem Probekörper.

gestellt werden, dass die resultierende Strebenbreite in qualitativ vergleichbarer Weise mit den Prozessparametern korreliert, wie bei einer Einzelschmelzbahn (vgl. Gl. (4.1)). Der Spurbstand d_h kommt hier als weiterer Parameter hinzu, wird jedoch initial konstant bei $d_h = 100 \mu\text{m}$ gehalten.

Es lässt sich zusammenfassen, dass sich die Strebenbreite als Funktion der Laserleistung $b \propto P^a$, vgl. Abb. 4.8a, sowie als Funktion der Scangeschwindigkeit $b \propto 1/v^a$ beschreiben lässt, wobei die Proportionalität grundsätzlich in Abhängigkeit vom gewählten Material und Maschinentyp zu ermitteln ist. Damit zeigt sich, dass die Linienenergie $E_l = P/v$ grundsätzlich geeignet ist, den Zusammenhang zwischen Strebenbreite und Prozessführung in einem Funktionszusammenhang $d = f(d_h, P, v)$ wiederzugeben.

Dieser Zusammenhang besitzt lediglich Gültigkeit im Prozessfensterbereich, der zuverlässige Bauteile liefert. Dazu zeigt Abb. 4.9 für verschiedene Leistungen einen Zusammenhang zwischen der Strebenbreite und der Linienenergie. Die Probekörper, die mit einer Leistung $P > 200 \text{ W}$ gedruckt wurden repräsentieren den zuverlässigen Bereich des Prozessfensters, der in Abb. 4.6a blau grundiert ist. Außerhalb dieses Bereichs führen zu starkes Oberflächen- oder Tiefenschweißen und die damit verbundenen physikalischen Phänomene beim Aufschmelzen zu starken Abweichungen in der Beschreibung der Strebenbreite. Die Probekörper in Abb. 4.9 bei einer Laserleistung von 150 W zeigten verstärkt Balling, sodass sich Probekörper kaum zuverlässig fertigen ließen. Unterhalb einer Laserleistung von 150 W konnten keine Gitter aufgebaut werden. Damit ist die Linienenergie E_l grundsätzlich verwendbar, sofern sich die Laserparameter innerhalb des zuverlässigen Prozessbereiches befinden, wo weder Balling noch Keyhole-Schweißen dominierende Prozessphänomene sind. Dies wurde von

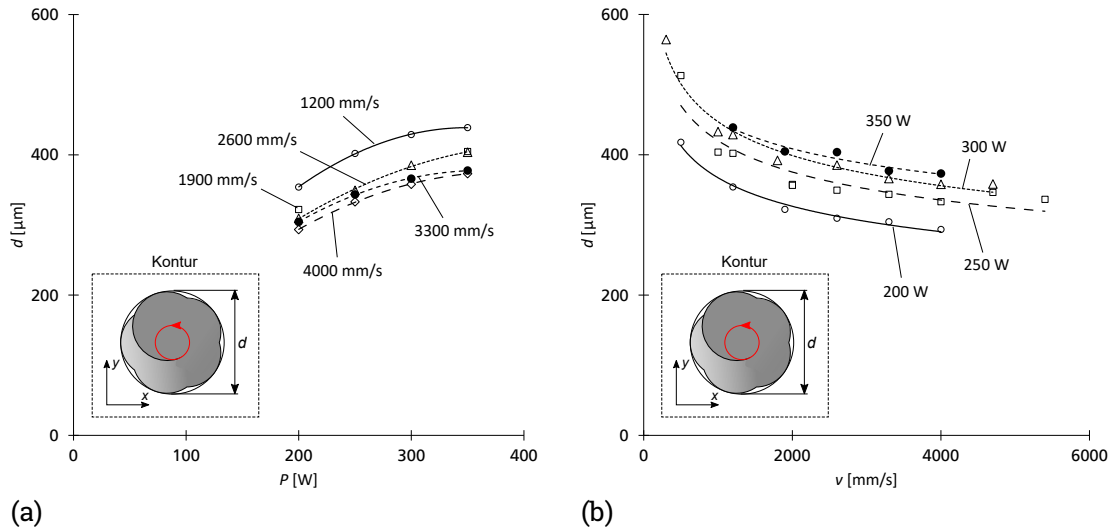


Abbildung 4.8.: Korrelation zwischen Strebenbreite bei f2ccz-AlSi10Mg-Gitterstrukturen und (a) Laserleistung bzw. (b) Scangeschwindigkeit.

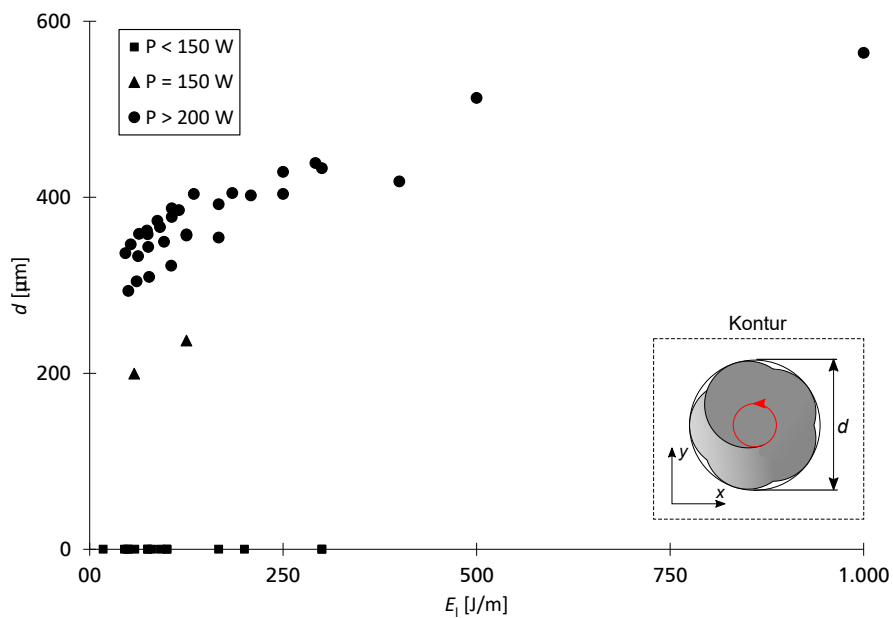


Abbildung 4.9.: Korrelation zwischen Strebenbreite und Linienenergie.

Bertoli et al. [46] bestätigt, die am Werkstoff 316L feststellten, dass der in der Literatur häufig verwendete Energieeintrag grundsätzlich als Design-Größe verwendbar ist, jedoch nur in einem sehr eingeschränkten Bereich, da er komplexe physikalische Phänomene im Aufschmelzprozess nicht berücksichtigt.

Rechteckquerschnitt

Die hier untersuchten Formulierungen zur Strebenbreite wurden unter denselben Versuchsbedingungen wie in Abschnitt 4.1.1 durchgeführt. Obwohl im nachfolgenden Kapitel 5 Hexagonalkernstrukturen aus AlSi10Mg bezüglich ihres prozessabhängigen mechanischen Verhaltens weiter untersucht werden, finden hier die Materialien 316L, IN625, AlSi10Mg und AlMgSc Betrachtung. Diese werden genutzt, um im nachfolgenden Abschnitt 4.2 zur dimensionslosen Schmelzbadcharakterisierung eine Datengrundlage mit mehreren Materialien zu haben, mit Hilfe derer das Postulat der Materialunabhängigkeit des hergeleiteten dimensionslosen Zusammenhangs validiert werden kann.

Abb. 4.10 zeigt dazu eine Korrelation, die qualitativ mit dem runden Strebenquerschnitt vergleichbar ist. Gleichzeitig ist, analog zu den Untersuchungen der Einzelbahnbelichtung in Abschnitt 4.1.1, zu beobachten, dass wärmeleitfähigere Materialien bei gleicher Linienenergie breitere Streben aufweisen. Darüber hinaus lässt Abb. 4.10 die Interpretation zu, dass der Spurabstand d_h als additiver Zusatzterm zu betrachten ist und sich die Strebenbreite über die Bildungsformel

$$d = c_1 d_h + c_2 E_l^{c_3} \quad (4.3)$$

	316L	IN625	AlSi10Mg	AlMgSc
c_1	1	0.93	0.77	0.98
c_2	24	3.39	13.66	17.94
c_3	0.36	0.68	0.51	0.46

Tabelle 4.5.: Koeffizienten c_1, c_2, c_3 zur Ermittlung der Strebenbreite d

beschreiben lässt, wobei c_1, c_2 und c_3 experimentell zu ermittelnde Konstanten sind. Diese wurden für die hier durchgeführten Versuche mit einer linearen Regression ermittelt und sind in Tab. 4.5 zusammengefasst. Aus den Koeffizienten in Tab. 4.5 geht im Vergleich mit Tab. 4.2 hervor, dass die Einzelschmelzbahn als Sonderfall $d_h = 0 \mu\text{m}$ in guter Näherung in Gl. (4.3) enthalten ist. Eine Betrachtung ausgewählter Probekörper in Abb. 4.11 zeigt darüber hinaus, dass beim Werkstoff IN625 geringere Energieeinträge durch Vergrößerung des Spurabstandes zu stabileren Schmelzbahnen führen. Der Werkstoff AlMgSc wies bei allen

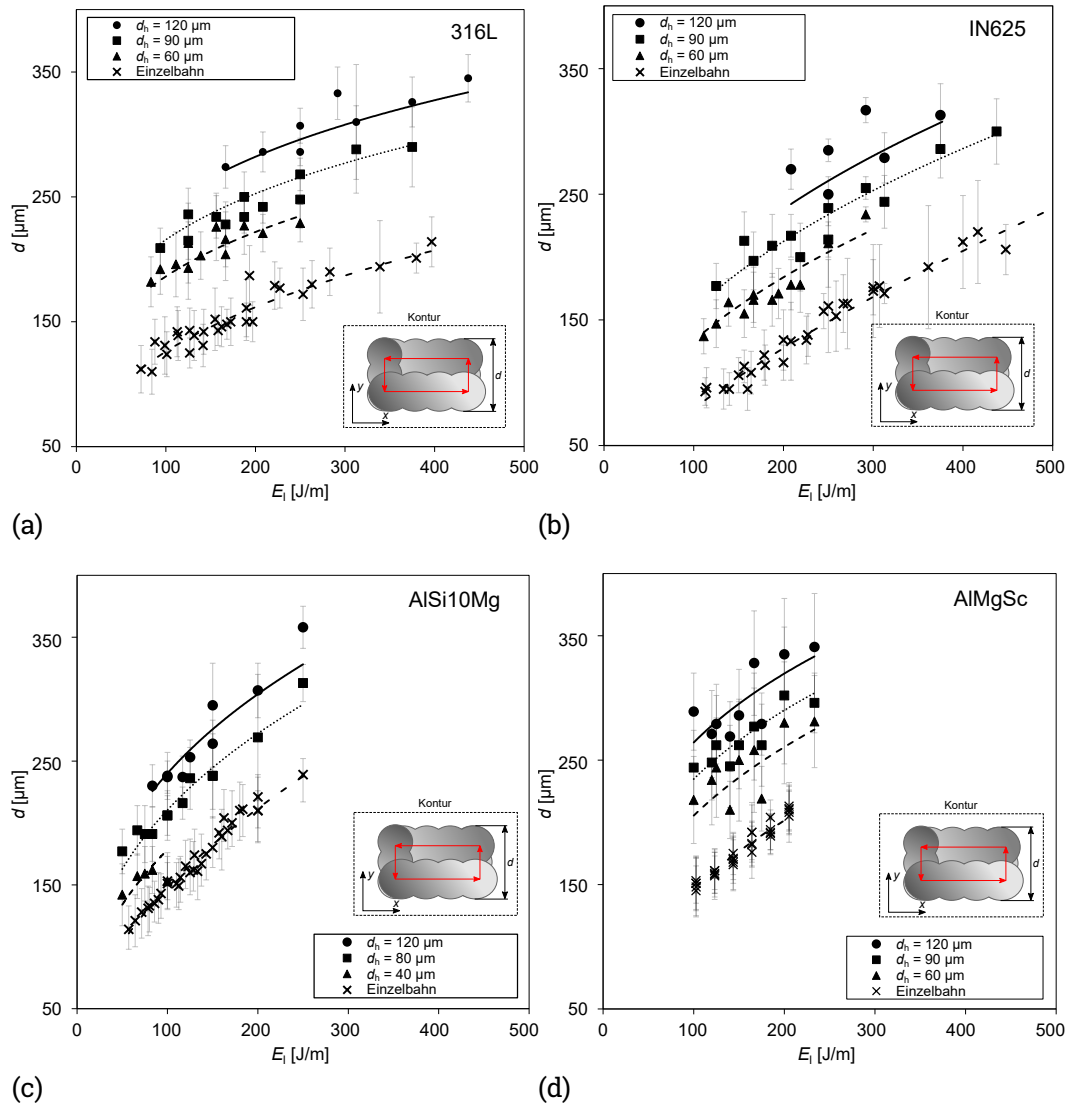


Abbildung 4.10.: Streifenbreite als Funktion der Linienenergie beim Rechteckquerschnitt für (a) 316L, (b) IN625, (c) AlSi10Mg und (d) AlMgSc.

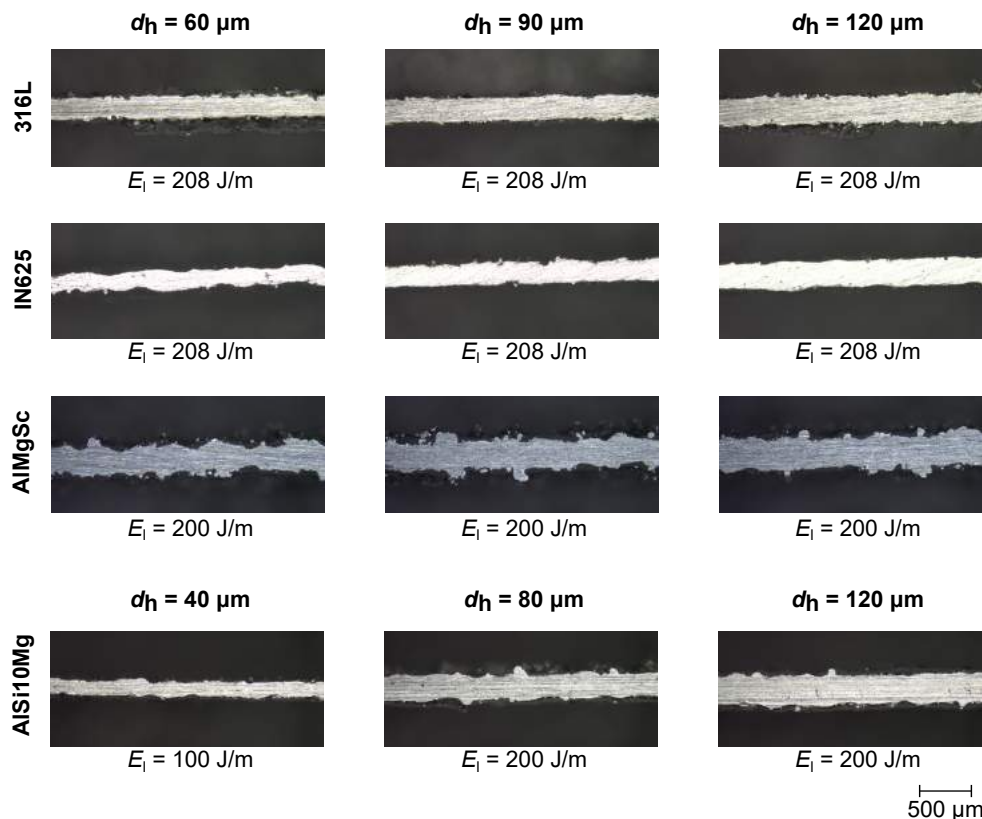


Abbildung 4.11.: Mit Konturbelichtung gefertigte Probekörper bei einer Linienenergie $E_l \approx 200 \text{ J m}^{-1}$

untersuchten Probekörpern hohe Instabilitäten auf. Gleichzeitig konnte nachgewiesen werden, dass die für Kontur- und Einzelbahnbelichtung die resultierende Strebenbreite im zuverlässigen Prozessbereich in erster Näherung gut mit den Prozessparametern skalierbar ist.

4.2. Dimensionslose Schmelzbadcharakterisierung

Möglichkeiten der schnellen Prozessentwicklung für die wirtschaftliche Fertigung dichter Bauteile beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen sind Gegenstand der aktuellen Forschung [115, 116]. Die normalisierten Prozessfenster, die dabei entwickelt werden, sind dabei durch eine Normierung entdimensioniert, jedoch nach wie vor abhängig von Material und Anlage.

Eine skaleninvariante Beschreibung, die dem Bridgman-Postulat der „absoluten Bedeutung relativer Größen“ [124] gerecht wird, ist zur effizienten Anlagennut-

zung durch Variation der Prozessparameter für den Anwender von besonderem Interesse. Die Dimensionsanalyse, die über die Forderung nach Einheitenkonsistenz physikalisch fundierte dimensionslose Kenngrößen liefert, erlaubt eine solche Beschreibung. Sie fand in der Vergangenheit Einzug in der Biologie [143], Biomechanik [144] oder Kernphysik [145], um komplexe physikalische Vorgänge durch einen stark reduzierten Satz an Einflussgrößen zu beschreiben. Die Dimensionsanalyse kam bereits in der Schweißliteratur zur Anwendung [129, 146] und hält jüngst auch Einzug in das verfahrensähnliche pulverbasierte Laserstrahlschmelzen [53, 131, 132]. Nachfolgend werden für die in dieser Arbeit betrachtete Einzelbahn- und Konturbelichtung entsprechende dimensionslose Kenngrößen zur Charakterisierung der Schmelzbad- und Strebenbreite ermittelt und in einen dimensionslosen Funktionszusammenhang überführt.

4.2.1. Einzelbahnbelichtung

Die Dimensionsanalyse reduziert einen Satz aus m dimensionsbehafteten Einflussgrößen in einem System aus n Dimensionen auf $m - n$ dimensionslose Größen. Hier wurde ein $[LMT\Theta]$ -System mit den $n = 4$ Dimensionen Länge, Masse, Zeit und Temperatur gewählt. Die $m = 6$ gewählten Einflussgrößen sind nach Abb. 4.12 die Schmelzbadbreite b , Laserleistung P , Scangeschwindigkeit v , spezifische Wärmekapazität ρc , Wärmeleitfähigkeit λ sowie Differenz aus Liquidus- und Bauplattformtemperatur $\Delta T_l = T_l - T_{bp}$.

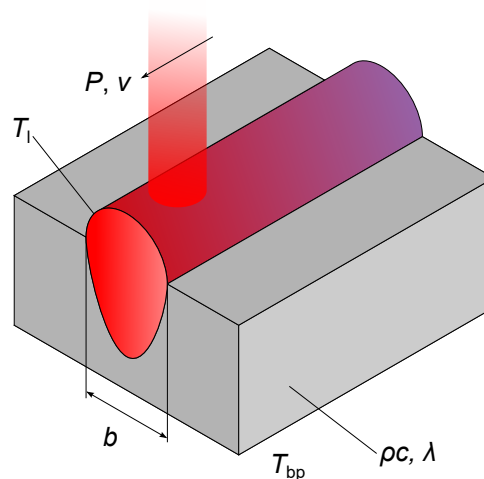


Abbildung 4.12.: Ersatzmodell zur Ermittlung der Schmelzbadbreite einer Einzelschmelzbahn

	b	P	v	λ	$\rho \cdot c$	ΔT_l
L	1	2	1	1	-1	0
M	0	1	0	1	1	0
T	0	-3	-1	-3	-2	0
Θ	0	0	0	-1	-1	1

Tabelle 4.6.: Dimensionstabelle Einzelbahnbelichtung

Die korrespondierenden Größen sind in Tab. 4.6 zusammengefasst. Auswerten der Dimensionstabelle mit dem Buckingham II-Theorem [147] liefert zwei dimensionslose Kennzahlen. Man erhält einerseits die in der Literatur bekannte Peclet-Zahl

$$Pe = \frac{bv\rho c}{\lambda}, \quad (4.4)$$

die ein Verhältnis zwischen diffusivem und konvektivem Wärmetransport angibt und in der Literatur zum Schweißen und pulverbasierten Laserstrahlschmelzen als Maß für die Größe des Schmelzbades genutzt wird [53, 131, 132, 146]. Sie lässt sich interpretieren als Verhältnis zweier charakteristischer Zeitskalen, einer diffusen Zeit $t_{\text{diff}} = \rho cb^2/\lambda$ und einer konvektiven Zeit $t_{\text{conv}} = b/v$. Damit stehen hohe Peclet-Zahlen

$$Pe = t_{\text{diff}}/t_{\text{conv}} \quad (4.5)$$

für Probleme mit überwiegend diffusivem Wärmetransport und niedrige Peclet-Zahlen für stark konvektiven Wärmetransport. In der Literatur wird angegeben, dass Metalle mit hoher Wärmeleitfähigkeit Wärme effizienter vom flüssigen Schmelzbad in das verfestigte Material dissipieren und sich damit ein kleineres Schmelzbad als bei weniger wärmeleitfähigen Materialien ausbildet [129]. Die hier durchgeführten Untersuchungen mit Gl. (4.2) und Abb. 4.3 haben gezeigt, dass die Wärmeleitfähigkeit eine untergeordnete Rolle bei der Schmelzbadbreite spielt und insbesondere die Dichte des Materials einen signifikanten Einfluss besitzt. Die zweite dimensionslose Kennzahl wird hier als dimensionslose Leistung

$$P_+ = \frac{Pv\rho c}{\lambda^2 \Delta T_l} \quad (4.6)$$

eingeführt. Zu deren Interpretation werden zwei charakteristische Längenskalen eingeführt. Die diffusive Länge $l_{\text{diff}} = P/(\lambda \Delta T_l)$ beschreibt dabei ein Verhältnis des Energieflusses in und aus der flüssigen Schmelze heraus. Die

zweite Längenskala D/v , wobei D die thermische Diffusivität $D = \lambda/(\rho c)$ repräsentiert, beschreibt die Länge, über die ein flüssiges Schmelzbad mit der Geschwindigkeit v Wärme an das umgebene Vollmaterial abgibt. Unter Einführung einer charakteristischen Zeitskala τ lässt sich diese Längenskala in einen diffusiven und einen konvektiven Anteil $l_{\text{diff}}^* = \sqrt{D\tau}$ und $l_{\text{conv}} = v\tau$ aufteilen. Folglich ergibt sich die dimensionslose Leistung als Verhältnis zwischen einer konvektiven und diffusiven Längenskala

$$P_+ = \frac{l_{\text{conv}}^*}{(l_{\text{diff}}^*)^2/l_{\text{diff}}} \quad (4.7)$$

Nach dem Buckingham II-Theorem ist ein physikalisch fundierter Zusammenhang dann gefunden, wenn ein Funktionszusammenhang gemäß

$$Pe = f(P_+) \quad (4.8)$$

vorliegt [147]. Dies bedeutet, dass alle Versuchspunkte unabhängig vom gewählten Material oder den gewählten Prozessparametern (vgl. Abb. 4.3) durch einen einzigen Funktionszusammenhang beschreibbar sind. Ein prominentes Beispiel aus der Literatur ist die Umströmung einer Kugel, in der sich der Widerstandsbeiwert als Funktion der Reynolds-Zahl $c_w = f(Re)$ beschreiben lässt.

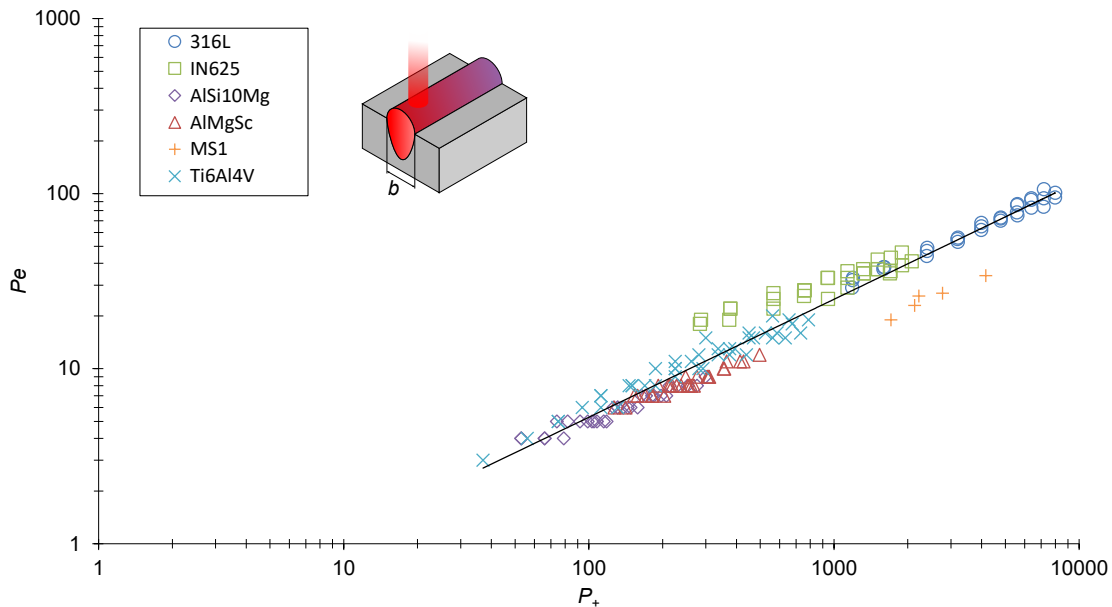


Abbildung 4.13.: Korrelation experimenteller Daten in dimensionsloser Darstellung für Einzelbahnbelichtung.

Abb. 4.13 zeigt die experimentellen Ergebnisse aus den dimensionsbehafteten

Betrachtungen dieses Kapitels (Abschnitt 4.1). Dabei zeigt sich eine deutliche Korrelation, die sich mit einer Regression durch die Gleichung

$$Pe = 0.2377P_+^{0,6735} \quad (4.9)$$

mit $R^2 = 0.952$ beschreiben lässt. Während alle Materialien in sehr guter Näherung mit der Korrelationsgleichung übereinstimmen, zeigen die MS1 Proben auf den ersten Blick stärkere Abweichungen. Diese Probekörper wurden mit einer Plattformtemperatur von 40 °C, vgl. Tab. 4.1, und einem vergleichsweise geringen Energieeintrag gefertigt. Dadurch wiesen sie eine verstärkte Plateau-Rayleigh-Instabilität auf und wurden außerhalb des zuverlässigen Prozessfensters (Kapitel 3, Abb. 3.3) gefertigt. Bemerkenswerterweise zeigen sie dennoch eine gute Übereinstimmung mit der Korrelationsgleichung. Damit ist die Schmelzbadbreite als grundlegendstes Element jedes pulverbasierten additiven Fertigungsprozesses durch einen Funktionszusammenhang materialunabhängig beschreibbar. Zur Verdeutlichung der Vorteile für den Anwender sei der dimensionsbehaftete Zusammenhang

$$b = f(P, v, \rho c, \lambda, \Delta T_l) \quad (4.10)$$

aufgeführt, der beispielsweise durch Gl. (4.1) oder Gl. (4.2) beschreibbar ist. Vergleicht man diese Formulierungen mit Gl. (4.9), wird die Komplexitätsreduktion des Systems bei gesteigerter Aussagekraft deutlich. Van Bael et al. [90] führten eine μ -CT basierte Optimierung der Strebengeometrie von Gitterstrukturen durch. Durch die materialunabhängig skalierbare Gl. (4.9) können Gitterstrukturen prädiktiv ausgelegt werden, was kostenintensive Optimierungsschleifen verzichtbar macht.

4.2.2. Konturbelichtung

In diesem Abschnitt wird die Konturbelichtung für einen Rechteckquerschnitt nach den Versuchsbedingungen in Abschnitt 4.1 betrachtet. Der Rundquerschnitt aus Abschnitt 4.1.2 wird als Sonderfall in dieser Untersuchung jedoch nicht betrachtet, da er, wie bereits in Abb. 4.5 gezeigt, während des gesamten Fertigstellungsvorgangs einer Strebe im Zentrum eine flüssige Schmelze enthält. Dadurch erhöht sich die Enthalpie der Strebe, wodurch größere Strebendurchmesser als bei einer Konturbelichtung rechteckiger Querschnitte erreicht werden. Außerdem wurden von Martin et al. [80] bei der Konturbelichtung an den Umkehrpunkten des Lasers verstärkt Keyhole-Poren festgestellt. Die Aufdickung an den Umkehrpunkten konnte auch in eigenen Untersuchungen beobachtet werden (Kapitel 3, Abb. 3.4) und ist somit aus der Analyse auszuschließen.

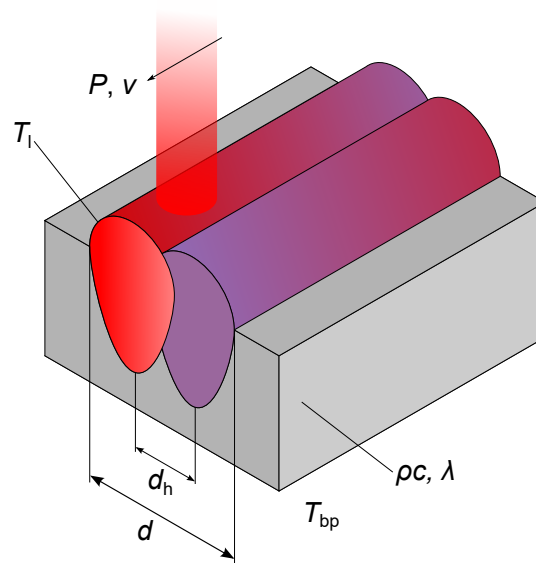


Abbildung 4.14.: Ersatzmodell zur Ermittlung der Strebenbreite bei der Konturbelichtung

Das Ersatzmodell ist in Abb. 4.14 skizziert. Fertigungstechnisch unterscheidet sich dieses gegenüber der Einzelbahnbelichtung lediglich durch eine zweite benachbarte Schmelzraupe, die in einem Spurabstand d_h zur ersten gefertigt wird. Ansonsten wird im Sinne einer ersten Näherung dasselbe Modell für die Dimensionsanalyse zugrunde gelegt, wie im vorigen Abschnitt 4.2.1, wobei hier nicht die Schmelzbadbreite b , sondern die resultierende Gesamtbreite der Strebe d modelliert wird.

	d	P	v	d_h	$\rho \cdot c$	λ	ΔT_l
L	1	2	1	1	-1	1	0
M	0	1	0	0	1	1	0
T	0	-3	-1	0	-2	-3	0
Θ	0	0	0	0	-1	-1	1

Tabelle 4.7.: Dimensionstabelle Konturbelichtung

Eine Auswertung der korrespondierenden Dimensionstabelle nach Tab. 4.7 liefert hier drei dimensionslose Kennzahlen, die bereits bei der Einzelbahnbelichtung ermittelt werden konnten:

$$\begin{aligned}
Pe_d &= \frac{dv\rho c}{\lambda}, \\
Pe_h &= \frac{d_h v \rho c}{\lambda}, \\
P_+ &= \frac{Pv\rho c}{\lambda^2 \Delta T_l}.
\end{aligned} \tag{4.11}$$

Gl. (4.11) macht deutlich, dass wiederum die Peclet-Zahl und die dimensionslose Leistung an der Bildung der Strebenbreite d beteiligt sind. Dabei enthält Pe_d die resultierende Strebenbreite d und Pe_h die Spurbreite d_h als charakteristische Längeneinheit des Problems.

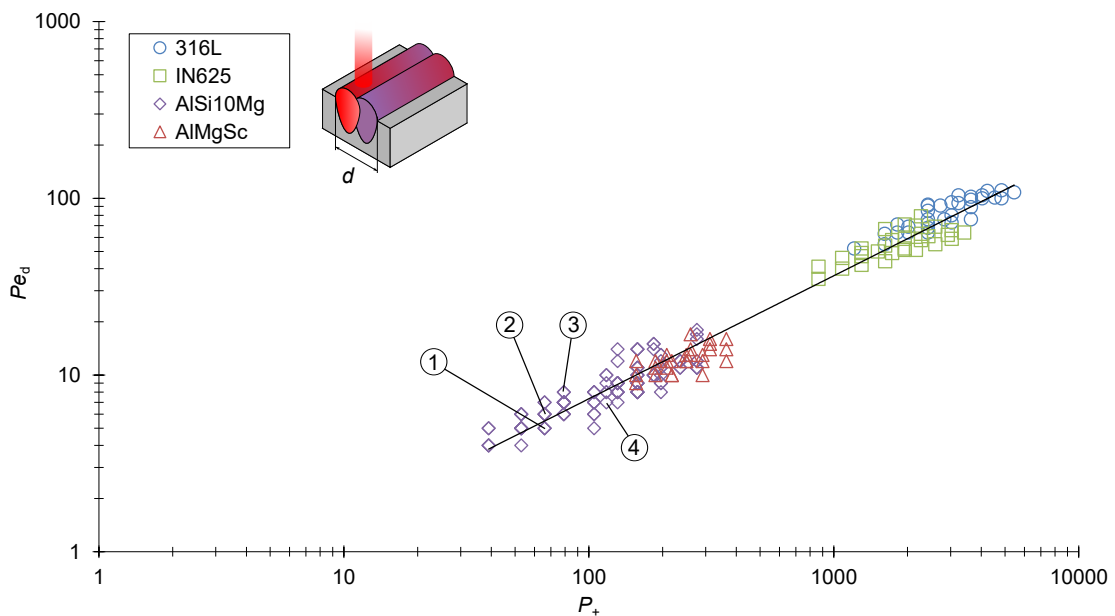


Abbildung 4.15.: Korrelation experimenteller Daten für die Strebenbreite in dimensionsloser Darstellung für Konturbelichtung.

Der dimensionslose Zusammenhang zur Charakterisierung der Strebenbreite d ist in Abb. 4.15 abgebildet, wobei Probekörper mit Schmelzbahnablösung aus dem betrachteten Datensatz ausgeschlossen wurden. Diese entsteht, wie in Abb. 4.16 schematisch gezeigt, bei zunehmendem Spurb Abstand, wenn die erste Schmelzbahn der Konturbelichtung Metallpulver aufschmilzt, das bei der zweiten Schmelzbahn nicht mehr zur Verfügung steht und es infolgedessen zu Lack-of-Fusion Poren kommt. Auch hier zeigt sich eine eindeutige Korrelation für die betrachteten Materialien 316L, IN625, AlSi10Mg sowie AlMgSc, was

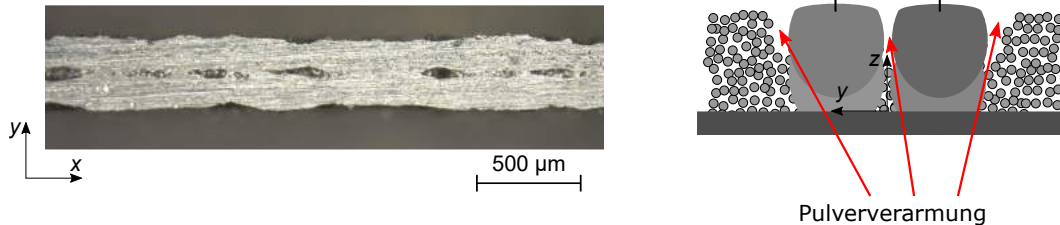


Abbildung 4.16.: Schmelzbahnablösung infolge Pulververarmung bei zunehmendem Spurabstand.

darauf hindeutet, dass der Zusammenhang materialunabhängig gültig ist. Als Konsequenz des Buckingham II-Theorems lässt sich hier wiederum folgern:

$$Pe_d = f(Pe_h, P_+). \quad (4.12)$$

Auf Grundlage von Gl. (4.3) wird hier nachfolgend aufgezeigter Zusammenhang angenommen:

$$Pe_d = a_0 \cdot Pe_h + a_1 \cdot P_+^{a_2}. \quad (4.13)$$

Eine lineare Regression führt auf die Gleichung

$$Pe_d = 0.9573 \cdot Pe_h + 0.1808 \cdot P_+^{0.699}, \quad (4.14)$$

welche in selbiger Weise wie Gl. (4.9) für die Auslegung der Einzeschmelzbahn genutzt werden kann.

Zur Verdeutlichung werden in Abb. 4.17 ausgewählte Schliffbilder aus Abb. 4.15 gezeigt, die verdeutlichen, dass im Leistungsbereich zwischen 250 und 300 W, vgl. Abb. 4.17 (1)-(3), eine deutliche Erhöhung des Spurabstandes ohne signifikanten Qualitätsverlust stattfinden kann, was im Sinne der Wirtschaftlichkeit des Verfahrens ist. Abb. 4.17 (4) zeigt eine Probe mit ausgeprägter Plateau-Rayleigh-Instabilität und deutet darauf hin, dass sich grundsätzlich auch Proben am Rand des zuverlässigen Prozessfensters über das hergeleitete Modell korrelieren lassen. Allerdings lässt das Modell lediglich Aussagen über die Schmelzbad- bzw Strebenbreite zu und macht keine Aussage über die thermokapillare Grenzflächenkonvektion [148], welche die Stabilität der Schmelze und letztlich die Porosität [42] des Bauteils bestimmt. Es macht damit keine Aussage über den Grenzbereich des zuverlässigen Prozessfensters (vgl. Kapitel 3, Abb. 3.3), in dem verstärkt Balling oder Keyhole-Schweißen auftritt, und ist somit in Ergänzung zu

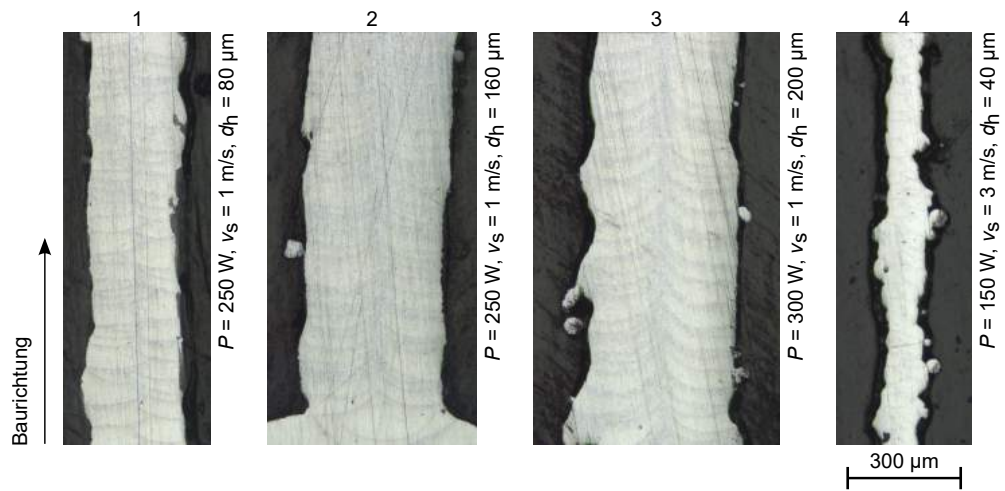


Abbildung 4.17.: Ausgewählte Schliifproben aus Abb. 4.15 in der Vorderansicht.

aktueller Forschung zu sehen, welche Gebrauch von der Dimensionsanalyse zur prädiktiven Ermittlung von Prozessparametern macht [53, 131, 132].

5. Hexagonalkernstrukturen

Zu Beginn des folgenden Kapitels wird vorerst auf die Theorie von Hexagonalkernstrukturen eingegangen, ehe diese im Anschluss für verschiedene Prozessparameter gefertigt und mit dem analytisch entwickelten Modell verglichen werden sollen. Dazu wird zunächst mit geometrischen Betrachtungen eine exakte Beschreibung der relativen Dichte für verschiedene Strukturgeometrien hergeleitet. Anschließend werden mit dem 2. Satz von Castigliano für ein zweifach statisch unbestimmtes repräsentatives Volumenelement Verschiebungsgrößen aus einer Einheitsbelastung und daraus effektive Elastizitätsmoduln und Querdehnungszahlen für ein Timoshenko-Balkenmodell ermittelt. Anschließend werden für verschiedene Energieeinträge Hexagonalkernstrukturen aus AlSi10Mg gefertigt, im Druckversuch zugehörige Elastizitätsgrößen bestimmt und mit dem zuvor hergeleiteten analytischen Modell verglichen.

5.1. Theoretische Betrachtungen

5.1.1. Relative Dichte

Während hexagonale Strukturen in der verfügbaren Literatur bereits umfassend hinsichtlich ihres mechanischen Verhaltens untersucht wurden [2, 14, 67, 68, 149, 150], gibt es in der Literatur nur eingeschränkt verfügbare Ansätze zur Ermittlung der relativen Dichte, die den Anteil des Strebenvolumens am Gesamtvolumen des repräsentativen Volumenelements angibt. Gibson & Ashby [2] gaben eine Näherungsformel an, die die Zellwände, vgl. Abb. 5.1 für die Parametrisierung, als Rechtecke aufsummiert, jedoch dabei die Überlappung in den Ecken vernachlässigt. Lediglich Balawi & Abot [151] geben eine entsprechende Formel für den Spezialfall $\theta = 30^\circ$ an. Die Näherungsformel nach Gibson & Ashby lautet:

$$\frac{\rho^*}{\rho_S} = \frac{\frac{t}{l} \left(\frac{h}{l} + 2 \right)}{2 \cos \theta \left(\frac{h}{l} + \sin \theta \right)} \quad (5.1)$$

Gl. (5.1) weist für relative Dichten $\rho^*/\rho_S > 0.2$ sowie Wanddicken-Längenverhältnisse $t/l > 0.25$ starke Abweichungen zur relativen Dichte realer Strukturen auf, da die

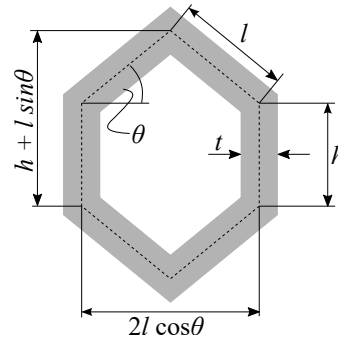


Abbildung 5.1.: Typische Parametrisierung eines Hexagonalkerns nach [2].

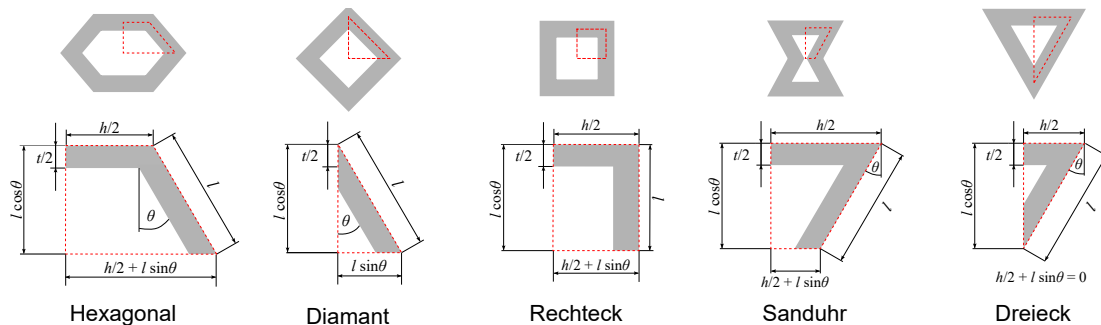


Abbildung 5.2.: Realisierbare Strukturen und repräsentative Volumenelemente zur Ermittlung der exakten relativen Dichte.

Überlappung in der Näherungsformel nicht berücksichtigt wird [2]. Aus diesem Grund wurde für verschiedene Zellwandwinkel θ eine exakte Formel unter Berücksichtigung des jeweiligen Zellwandwinkels hergeleitet. Die zugehörigen Geometrien sind in Abb. 5.2 abgebildet. Berücksichtigt man in der mathematischen Beschreibung der relativen Dichte die Zellwandüberlappung, ergeben sich abweichend zu Gl. (5.1) die in Tab. 5.1 gezeigten Formulierungen und die zugehörigen geometrischen Gültigkeitsbereiche. Exemplarisch sei in Abb. 5.3a gezeigt, dass die Überlappung einen signifikanten Einfluss auf die Berechnung der relativen Dichte und, durch das bereits eingeführte Skalierungsgesetz $K^*/K_S = C(\rho^*/\rho_S)^n$, letztlich auch auf die mechanischen Eigenschaften hexagonaler Strukturen besitzt. Der Einfluss der Überlappung auf die Güte der approximierten relativen Dichte nach Gl. (5.1) wird mit zunehmender Zellwandstärke t signifikanter, was in Abb. 5.3b verdeutlicht wird. Repräsentative Parameterstudien zur exakten relativen Dichte als Funktion des Zellwandwinkels θ für verschiedene Zellwandstärken t sind in Abb. 5.4 dargestellt. Weitere Parameterstudien zur exakten relativen Dichte unter Berücksichtigung der zugehörigen geometrischen Restriktionen befinden sich in Anhang F.

Struktur	Relative Dichte	Restriktion
Hexagonal	$\left(\frac{\rho^*}{\rho_S}\right)_{\text{Hexagonal}} = \frac{\frac{t}{l} \left(\frac{h}{l} + 2\right) \cos \theta + \frac{t}{2l} (\sin \theta - 2)}{2 \cos^2 \theta \left(\frac{h}{l} + \sin \theta\right)}$	$\theta > 0^\circ, t < 2l \cos \theta$
Diamant	$\left(\frac{\rho^*}{\rho_S}\right)_{\text{Diamant}} = \frac{t}{l} \frac{1 - \frac{4l \cos \theta \sin \theta}{\cos \theta \sin \theta}}{\cos \theta \sin \theta}$	$\theta > 0^\circ, h = 0, t < 2l \cos \theta \sin \theta,$
Rechteck	$\left(\frac{\rho^*}{\rho_S}\right)_{\text{Rechteck}} = \frac{t}{2h} \left(\frac{h}{l} + 2 - \frac{t}{l}\right)$	$\theta = 0^\circ, t < h, t < 2l$
Sanduhr	$\left(\frac{\rho^*}{\rho_S}\right)_{\text{Sanduhr}} = \frac{\frac{t}{l} \left[\frac{h}{l} \cos \theta + \frac{t}{2l} (\sin \theta - 2)\right]}{2 \cos^2 \theta \left(\frac{h}{l} + \sin \theta\right)}$	$\theta < 0^\circ, t < \frac{2l \cos \theta + \frac{h \cos \theta + 2l \cos \theta \sin \theta}{\tan \theta}}{1 + \cos \theta}$
Dreieck	$\left(\frac{\rho^*}{\rho_S}\right)_{\text{Dreieck}} = -\frac{t}{4l} \frac{4 \cos \theta \sin \theta - \frac{t}{l} (\sin \theta - 1)}{\sin^2 \theta (1 + \sin \theta)}$	$\theta < 0^\circ, h = -2l \sin \theta$

Tabelle 5.1.: Exakte Berechnung der relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für verschiedene Zellwandwinkel θ .

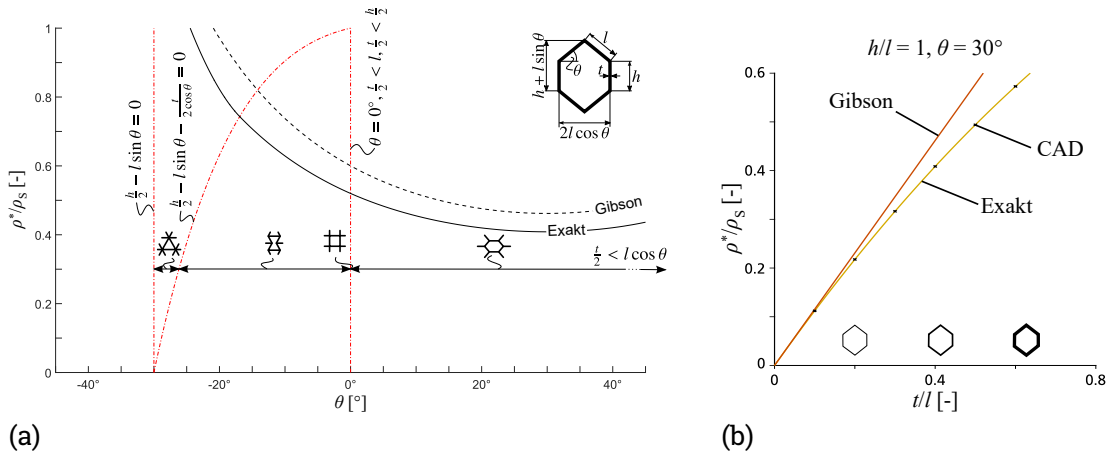


Abbildung 5.3.: Vergleich der approximierten relativen Dichte nach Gl. (5.1) mit exakter Berechnung gemäß Tab. 5.1 (a) als Funktion des Zellwandwinkels θ für $h/l = 1$ und $t = 4$ mm und (b) der Zellwanddicke t .

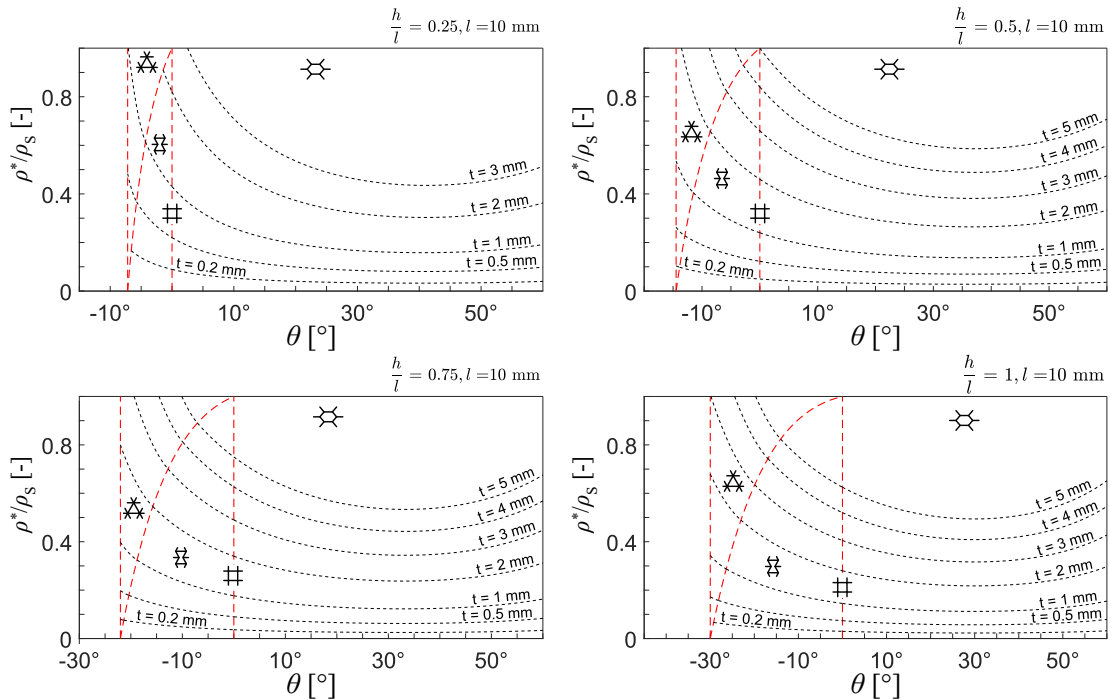


Abbildung 5.4.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte hexagonaler Strukturen.

5.1.2. Energiebasierte Ermittlung effektiver Eigenschaften

Die Ermittlung effektiver Eigenschaften war in der Vergangenheit intensiver Gegenstand wissenschaftlicher Studien [2, 14, 67, 68], jedoch stehen hinsichtlich des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens eher strebenbasierte Gitterstrukturen (s. Kapitel 6 „Gitterstrukturen“) im Fokus wissenschaftlicher Untersuchungen. Für Hexagonalkernstrukturen ergeben sich mögliche Anwendungen sowohl als Sandwichelemente, Energieabsorber, als auch akustische und thermische Leiter, die durch die Freiheitsgrade in der Fertigung mittels pulverbasiertem Laserstrahlschmelzen gradierte Strukturen mit optimierter Leistungsfähigkeit erlauben. Aus diesem Grund werden hier mittels energiebasiertem und geschlossen-analytischem Ansatz effektive elastische Eigenschaften hergeleitet. Dabei werden mit den in Abb. 5.5 gezeigten Belastungsszenarien die effektiven spezifischen Elastizitätsmoduln E_1/E_s , E_2/E_s sowie die Querkontraktionszahlen ν_{21}^* , ν_{12}^* ermittelt. Ein gewähltes repräsentatives Volumenelement muss der Forderung nach Periodizität genügen, weshalb die Randbedingungen so zu wählen sind, dass Verschiebungen und Verdrehungen an gegenüberliegenden Rändern identisch sind. Zur Veranschaulichung sind die Deformationen für die Lastfälle σ_1 und σ_2 in Abb. 5.6 für verschiedene Koordinatenursprünge gezeigt. Unter der Belastung σ_1 ergibt sich das Verschiebungsbild in Abb. 5.6 oben links, wenn der

Koordinatenursprung in den Punkt B gelegt wird. Hierbei gilt es zunächst die Symmetriebedingungen $u_{1,A} = u_{1,C}$ und $u_{2,A} = u_{2,C} = -u_{2,D}$ zu erfüllen. Um eine Translation der Punkte A, B, C, D für verschiedene Koordinatenursprünge zu verhindern, müssen zur Wahrung der Periodizität darüber hinaus die Randbedingungen $u_{1,A} - u_{1,C} = u_{1,C}^{\text{II}}$ sowie $u_{2,D} - u_{2,C} = u_{2,D}^{\text{II}}$ gelten. Vergleichbar lassen sich am System für den Lastfall σ_2 , vgl. Abb. 5.6 unten, die Randbedingungen ableiten. Daraus ergeben sich die Verschiebungs- und Verdrehungsrandbedingungen des Systems nach Tab. 5.2, die für beide Lastfälle identisch sind. Damit ist das betrachtete System zweifach statisch unbestimmt und kann mit dem Kraftgrößenverfahren für statisch unbestimmte Systeme, beispielsweise nach [139], entsprechend gelöst werden.

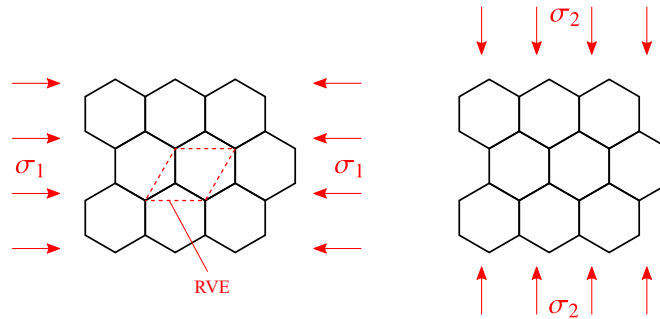


Abbildung 5.5.: Betrachtete Belastungsfälle zur Ermittlung effektiver Eigenschaften von Hexagonalkernen und zugehöriges repräsentatives Volumenelement, das die Anforderung der Periodizität erfüllt.

Punkt	u_1	u_2	ϕ
A	0	0	0
B	-	-	-
C	-	0	0
D	-	-	0

Tabelle 5.2.: Verschiebungs- und Verdrehungsrandbedingungen für ein repräsentatives Volumenelement einer Hexagonalkernstruktur. Der Eintrag '0' deutet einen gesperrten und '-' einen beweglichen Freiheitsgrad an.

Das komplementäre Potential [139] lautet für ein Timoshenko-Balkenmodell in allgemeiner Form:

$$\bar{\Pi}_i = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^n \int_0^{l_j} \left(\frac{M_j^2}{(EI)_j} + \frac{N_j^2}{(EA)_j} + \frac{Q_j^2}{(KGA)_j} \right) dx_j. \quad (5.2)$$

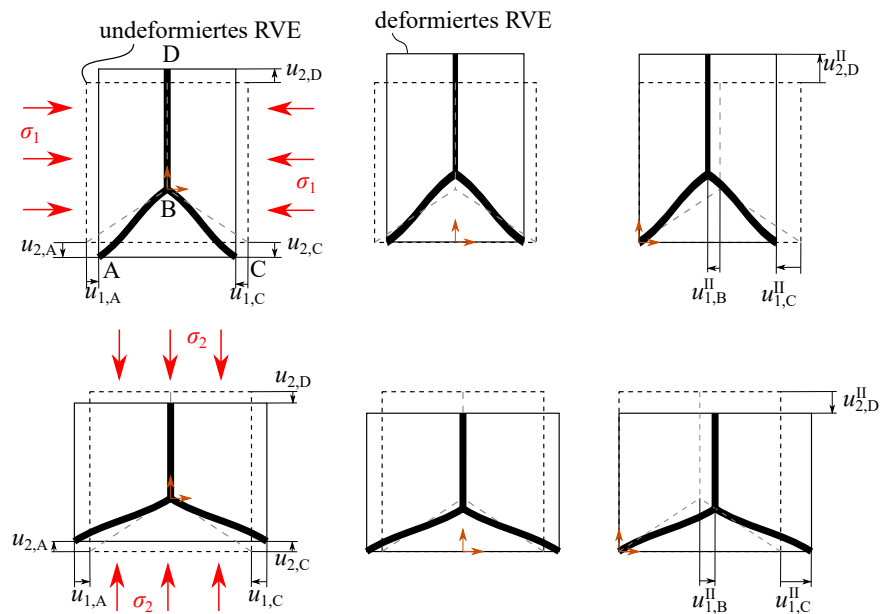


Abbildung 5.6.: Verschiebungen des repräsentativen Volumenelements für den Lastfall σ_1 (oben) und σ_2 (unten). Die drei Darstellungen variieren in ihrem Koordinatenursprung. Das von Abb. 5.5 abweichende repräsentative Volumenelement wurde zur Veranschaulichung der Verschiebung gewählt.

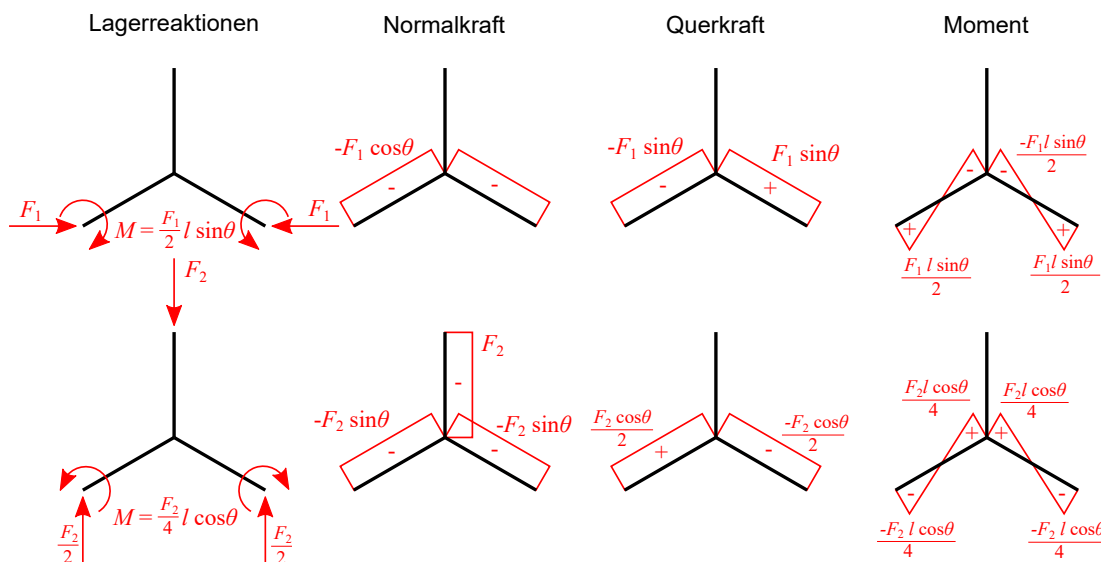


Abbildung 5.7.: Lagerreaktionen sowie Normalkraft-, Querkraft- und Momentenverläufe für die Lastfälle 1 (oben) und 2 (unten).

Dabei sind n die Anzahl der Streben des RVE, M , N und Q das Biegemoment, die Normalkraft und die Querkraft und EI , EA , KGA jeweils die Biege-, Dehn- und Schubsteifigkeit des Systems. Die Variable K kennzeichnet den Schubkorrekturfaktor und entspricht bei Rechteckquerschnitten $K = 5/6$.

Die mit dem Kraftgrößenverfahren [139] ermittelten Normalkraft-, Querkraft- und Momentenverläufe für die beiden betrachteten Lastfälle sind in Abb. 5.7 dargestellt, woraus sich durch Auswerten von Gl. (5.2) das innere Ergänzungspotential für Lastfall 1 (LF1) und Lastfall 2 (LF2) wie folgt ergibt:

$$\begin{aligned}\bar{\Pi}_{i,LF1} &= \frac{F_1^2 l \cos^2 \theta}{EA} + \frac{F_1^2 l \sin^2 \theta}{KGA} + \frac{F_1^2 l^3 \sin^2 \theta}{12EI} \\ \bar{\Pi}_{i,LF2} &= \frac{F_2^2 l \sin^2 \theta}{4EA} + \frac{F_2^2 l \cos^2 \theta}{4KGA} + \frac{F_2^2 l^3 \cos^2 \theta}{48EI} + \frac{F_2^2 h}{2EA}\end{aligned}\quad (5.3)$$

Nach dem 2. Satz von Castigliano ermittelt sich die Verschiebungskomponente u_i des Systems in i -Richtung als partielle Ableitung des inneren Komplementärpotentials der zugehörigen Lastkomponente F_i in i -Richtung nach

$$u_i = \frac{\partial \bar{\Pi}_i}{\partial F_i}. \quad (5.4)$$

Daraus lässt sich die Dehnung des Systems gemäß $\varepsilon_1 = u_1/(2l \cos \theta)$ ermitteln. Bei gegebener Systemlast F_1 ist die aufgebrachte Spannung $\sigma_1 = F_1/(b(h + l \sin \theta))$. Eingesetzt in das Hooke'sche Gesetz $E_1 = \sigma_1/\varepsilon_1$ ergibt sich die richtungsabhängige effektive Steifigkeit E_1 , woraus sich die relative Steifigkeit des Systems ermitteln lässt:

$$\frac{E_1^*}{E_S} = \left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{\cos \theta}{\left[\frac{h}{l} + \sin \theta\right] \sin^2 \theta} \frac{1}{1 + (2.4 + 2.4\nu_s + \cot^2 \theta) \left(\frac{t}{l}\right)^2}. \quad (5.5)$$

Dabei ist ν_s die Querkontraktionszahl des Vollmaterials. Dasselbe Vorgehen liefert mit $\sigma_2 = F_2/(2bl \cos \theta)$ und $\varepsilon_2 = u_2/(h + l \sin \theta)$ unter Berücksichtigung von Gl. (5.4) und dem Hooke'schen Gesetz $E_2 = \sigma_2/\varepsilon_2$ die effektive bezogene Steifigkeit

$$\frac{E_2^*}{E_S} = \left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{\left[\frac{h}{l} + \sin \theta\right]}{\cos^3 \theta} \frac{1}{1 + (2.4 + 2.4\nu_s + \tan^2 \theta + \frac{2h}{l \cos^2 \theta}) \left(\frac{t}{l}\right)^2}. \quad (5.6)$$

Die Ermittlung der Querkontraktionszahl ν_{12} erfolgt über die bekannte Beziehung $\nu_{12} = -\varepsilon_2/\varepsilon_1$. Die entsprechende Verschiebung und die zugehörige

Dehnung ε_1 wurden oben für den Lastfall σ_1 bereits hergeleitet. Um die Verschiebung und Dehnung des Ersatzsystems in vertikaler Richtung zu ermitteln, wird nach Abb. 5.8 eine vertikale Einheitslast in Punkt D aufgebracht. Aus dieser lässt sich wiederum mit dem Kraftgrößenverfahren das innere Komplementärpotential und mit dem 2. Satz von Castigliano die zugehörige Verschiebungskomponente u_{21} herleiten. Die zugehörige vertikale Dehnung lässt sich über die Beziehung $\varepsilon_2 = u_{21}/(h + l \sin \theta)$ ermitteln.

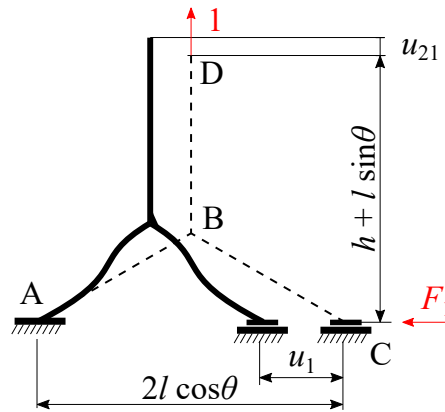


Abbildung 5.8.: Aufbringen einer Einheitslast an Punkt D, um die Verschiebung u des Punktes D in 2-Richtung im Lastfall 1 mit dem Kraftgrößenverfahren und 2. Satz von Castigliano zu ermitteln.

Damit ergibt sich die Querkontraktionszahl ν_{12} gemäß:

$$\nu_{12}^* = \frac{\cos^2 \theta}{\left(\frac{h}{l} + \sin \theta\right) \sin \theta} \cdot \frac{1 + (1.4 + 2.4\nu_S) \left(\frac{t}{l}\right)^2}{1 + (2.4 + 2.4\nu_S + \cot^2 \theta) \left(\frac{t}{l}\right)^2}. \quad (5.7)$$

Die Querkontraktionszahl ν_{21} berechnet sich über die Reziprozitätsbeziehung $E_1^*/\nu_{21}^* = E_2^*/\nu_{12}^*$ [152] gemäß:

$$\nu_{21}^* = \frac{\left(\frac{h}{l} + \sin \theta\right) \sin \theta}{\cos^2 \theta} \cdot \frac{1 + (1.4 + 2.4\nu_S) \left(\frac{t}{l}\right)^2}{1 + \left(2.4 + 2.4\nu_S + \tan^2 \theta + \frac{2h}{l \cos^2 \theta}\right) \left(\frac{t}{l}\right)^2}. \quad (5.8)$$

Die weiterführenden numerischen und experimentellen Untersuchungen beziehen sich auf Hexagonalkernstrukturen. Der Vollständigkeit halber seien jedoch noch die auf demselben Wege hergeleiteten effektiven Elastizitätsmoduln und Querkontraktionszahlen der Diamant-, Rechteck-, Sanduhr- sowie Dreieck-Strukturen als Sonderfälle des Hexagonalkerns in Tab. 5.3 aufgeführt. Hier ergeben sich Möglichkeiten für weiterführende Forschungsaktivitäten. Hierbei

ist insbesondere die Sanduhr-Struktur als Repräsentant von auxetischem Materialverhalten hervorzuheben, welche in der Forschung häufig auf großes Interesse stößt [91, 153, 154].

5.1.3. Vergleich unterschiedlicher Modellierungen

Mehrere Autoren befassten sich in der Vergangenheit mit der Modellierung des elastischen Verhaltens von Hexagonalkernstrukturen. Gibson & Ashby [2] leiteten das effektive Verhalten basierend auf einem Balkenmodell her. Für geringe Zellwanddicken-Längen-Verhältnisse $t/l < 0,2$ wurde angenommen, dass die Strukturen biegedominiert sind, während für höhere Verhältnisse sowohl Dehnung als auch Schub dominieren. Bei der Herleitung wurde eine einzelne Strebe der Länge l für mit oben ebenfalls gezeigten Lastfällen σ_1 und σ_2 verwendet, um auf die effektiven Elastizitätsmoduln zu schließen. Darüber hinaus wurde von Gibson und Ashby ein erweitertes Modell bestehend aus dem hier ebenfalls verwendeten Stabdreischlag angewendet. Shi & Tong [68] verwendeten einen Homogenisierungsansatz unter Nutzung eines rautenförmigen repräsentativen Volumenelements und nahmen weiterhin $t \ll l$ an. Masters & Evans [67] verwendeten ebenfalls einen Homogenisierungsansatz, bei dem Biegung und Dehnung als dominierende Phänomene bei der Herleitung der effektiven Eigenschaften berücksichtigt wurden. Nachfolgend soll der zuvor hergeleitete Ansatz mit den bereits bestehenden Modellen aus der Literatur verglichen werden. Die Ergebnisse für die effektiven Elastizitätsmoduln und Querkontraktionszahlen sind in Abb. 5.9 gezeigt. Erwartungsgemäß stimmen die Ergebnisse der hier hergeleiteten Analytik mit dem Modell von Gibson & Ashby sehr gut überein, da das verwendete repräsentative Volumenelement sowie die zugrunde gelegten Annahmen übereinstimmen und sich lediglich der Weg der Herleitung und die Randbedingungen unterscheiden. Der Homogenisierungsansatz von Shi & Tong wirkt stark versteifend, was zu deutlich höheren effektiven Elastizitätsmoduln und Querkontraktionszahlen führt. Das Modell von Masters & Evans bildet den vertikalen effektiven Elastizitätsmodul E_2^*/E_S vergleichbar mit den anderen Modellen ab, während bei E_1^*/E_S für zunehmende relative Dichten starke Abweichungen zu den übrigen Modellen bestehen. Es lässt sich zusammenfassen, dass das mit Energiemethoden hergeleitete Modell im Vergleich zu den bestehenden Modellen in der Literatur gute und plausible Ergebnisse liefert.

5.2. Experimentelle Untersuchungen

5.2.1. Grundlegende Fertigungsbeschränkungen

Wie bereits erläutert, beeinflusst die Prozessführung für dünnwandige Strukturen im Mikrometerbereich erheblich die Qualität der resultierenden Bauteile. In Kapitel 4 wurde aufgezeigt, dass die gewählten Prozessparameter für die Konturbelichtung, die weiterführend zur Fertigung genutzt wird, die resultierende Strebenbreite definieren. Bei der schichtadditiven Fertigung von Hexagonalkernen stellt der Polarwinkel eine weitere Einflussgröße für die Strebenbreite dar. Diesbezüglich konnte in Voruntersuchungen festgestellt werden, dass die Strebenbreite bei zunehmendem Polarwinkel abweicht und sich die Oberflächenqualität an den Downskin-Flächen verschlechtert. Diese Einflüsse müssen insbesondere bei hohen relativen Dichten berücksichtigt werden, um unabhängig von der Orientierung einzelner Zellwände im Bauraum dieselbe Strukturgeometrie und -qualität zu erreichen. Hier werden diese Einflüsse auf die Bauteilqualität und effektive Drucksteifigkeit in erster Näherung vernachlässigt. In weiterführenden Voruntersuchungen wurden einzelne Platten unter verschiedenen Bauteilorientierungen (Polar- und Azimuthwinkel) gefertigt, um die maximale Bauhöhe festzustellen. Diesbezüglich gibt es zwar in der Literatur erste Hinweise, allerdings sind diese teilweise nicht konsistent. Beispielsweise gibt die VDI Norm 3405 Blatt 3 [39] das Verwenden von Stützstrukturen ab einem Polarwinkel $\varphi = 45^\circ$ an. Davon abweichend stellt Kranz [40] für den Werkstoff Ti6Al4V zuverlässige Qualität bis zu einem Polarwinkel $\varphi = 60^\circ$ fest. Meiners [122] empfiehlt die Verwendung von Stützstrukturen ab $\varphi = 50^\circ$. Mögliche Einflussfaktoren auf die maximale Bauhöhe sind beispielsweise thermisch induzierte Eigenspannungen, die im Bauprozess zu plastischen Verformungen führen oder der von Kranz [40] beschriebene Y-Effekt, wodurch der Beschichter einzelne Wände mitreißen kann. Die diesbezüglichen Grenzen sind damit stets in Abhängigkeit vom gewählten Material, Anlagentyp und der Bauteilgeometrie zu betrachten. Tab. 5.4 zeigt die Versuchsrahmenbedingungen, wobei die Prozessparameter sich an den besten Ergebnissen aus den Untersuchungen in Kapitel 4 orientieren.

Die Ergebnisse der Voruntersuchung sind in 5.10 dargestellt, wobei die maximal erreichbare Höhe h nach CAD bei 20 mm lag. Die Platten, die in den Breiten $b = 5, 10$ und 20 mm gedruckt wurden, zeigten bei den breiteren Proben mit 10 und 20 mm frühzeitig Warping in der xy -Ebene, sodass die maximale Bauhöhe nicht erreicht wurde. Die schmalen Platten erreichten die maximale Bauhöhe besser, wobei diese in einem Azimuthwinkel von 90° angeordnet werden sollten, um ein vorzeitiges Abreißen durch Beschichterkontakt zu vermeiden.

5.2.2. Werkstoffdichte und relative Dichte

Neben der Strebenbreite ist darüber hinaus die Werkstoffdichte abhängig von der gewählten Prozessführung. Insbesondere für strebenbasierte Gitterstrukturen konnte in einer Veröffentlichung im Rahmen der vorliegenden Arbeit gezeigt werden, dass sich bei höherem Energieeintrag durch Tiefenschmelzen verstärkt Poren insbesondere in den Knoten durch die starke Querschnittsänderung des Schmelzbades ausbilden [49]. Entsprechend wird für plattenförmige Hexagonalkerne die Werkstoffdichte in den Zellwänden und in den Knoten hier ebenfalls untersucht. Dazu wurden die in Tab. 5.5 verwendeten Parameter für die Fertigung genutzt. Dazu wurde mit einer Archimedischen Dichtemessung vorgegangen, wobei die Berechnungsformel lautet:

$$\rho_p = \frac{m_W}{m_L} \rho_W. \quad (5.9)$$

Hier sind ρ_p und ρ_W die Dichten der Probe und des verdrängten Mediums (hier Wasser) sowie m_W und m_L die Masse der Probe in Wasser und an der Luft. Die Ergebnisse der Messung, die mit einer Waage des Typs Satorius durchgeführt wurden, sind in Abb. 5.11 abgebildet. Erwartungsgemäß zeigt sich bei allen Proben eine hohe Werkstoffdichte $> 99.8 \%$, da die gewählten Prozessparameter innerhalb des stabilen Prozessfensters liegen. Außerhalb dieses Bereichs, wo verstärkt Plateau-Rayleigh-Instabilität und Keyhole-Schweißen auftritt, sind reduzierte Werkstoffdichten zu erwarten [126], wobei eine entsprechende Untersuchung zur prozessabhängigen Werkstoffdichte zellulärer Strukturen in der Literatur bislang nicht durchgeführt wurde. Bei Gitterstrukturen wurde diesbezüglich in einer eigenen Untersuchung [49] beobachtet, dass es in den Knotenbereichen verstärkt zu einer Porenbildung kommt. Dies wurde so erklärt, dass beim Aufschmelzen strebenbasierter Gitterstrukturen ständig ein flüssiges Schmelzbad vorliegt, welches im Knotenbereich eine starke Querschnittsänderung erfährt, die sich wiederum in einem instabilen Schmelzbad und erhöhter Porenbildung äußert. Gleiches wurde von Martin et al. [80] an den Umkehrpunkten einer Konturbelichtung beobachtet. Dieses Phänomen lässt sich hier nicht beobachten, sodass zusammengefasst werden kann, dass keine verstärkte Porenbildung im Knotenbereich plattenförmiger Hexagonalkernstrukturen auftritt.

Betrachtet man die relative Dichte von Hexagonalkernstrukturen, die mit unterschiedlichen Energieeinträgen gefertigt wurden, zeigen sich im Vergleich zur Analytik größere Abweichungen. Abb. 5.12 zeigt, dass geringere Energieeinträge zu stärkeren Abweichungen führen. Dies erklärt sich mit dem in Kapitel 4 ‚Schmelzbadcharakterisierung‘ aufgezeigten Umstand, dass die resultierende Strebenbreite direkt mit dem Energieeintrag korreliert. Während in der Analytik von einer Zellwanddicke $t = 400 \mu\text{m}$ ausgegangen wurde, erzeugen die Ener-

gieeinträge $E_V = 100 \text{ J mm}^{-3}$ und $E_V = 69,4 \text{ J mm}^{-3}$ Wanddicken von $370 \text{ }\mu\text{m}$ bzw. $315 \text{ }\mu\text{m}$, die sich signifikant auf die resultierende relative Dichte der additiv gefertigten Hexagonalkernstruktur auswirken. Damit lässt sich zusammenfassen, dass bei der Auslegung von dünnwandigen Hexagonalkernstrukturen nach der relativen Dichte der Prozesseinfluss berücksichtigt werden sollte.

5.2.3. Druckversuche

Abschließend werden die oben untersuchten Probekörper, die mit den Energieeinträgen 100 J mm^{-3} und $64,7 \text{ J mm}^{-3}$ gefertigt wurden, bezüglich ihres Kompressionsverhaltens untersucht und mit der oben hergeleiteten geschlossen-analytischen Lösung sowie einer Finite-Elemente-Analyse verglichen. Dabei wurden die in Tab. 5.6 gezeigten Probekörpergeometrien, die in Abb. 5.13a dargestellt sind, für die beiden Energieeinträge untersucht, wobei hier die effektiven Steifigkeiten E_1/E_S und E_2/E_S ermittelt wurden. Der zugehörige Prüfaufbau ist in Abb. 5.13b gezeigt.

Die Steifigkeit ist nach Norm [155] aus der Spannungsdifferenz zwischen 70 % und 20 % der zuvor ermittelten Plateauspannung $\Delta R = R_{70} - R_{20}$ und der zugehörigen Kompressionsdifferenz $\Delta \varepsilon_d = \varepsilon_{d,70} - \varepsilon_{d,20}$ zu ermitteln. Es gilt:

$$E^* = \frac{\Delta R}{\Delta \varepsilon_d}. \quad (5.10)$$

Um die effektiven Eigenschaften in 1- und 2-Richtung zu ermitteln, wurden die Probekörper stehend und liegend unter einem Azimuthwinkel von $\vartheta = 85^\circ$ gedruckt. Diese wiesen im Bereich nahe der Bauplattform verstärkt Curling [39] auf. Um die Planparallelität bei der Einspannung an der Prüfmaschine vom Typ Zwick/Roell Z100 sicherzustellen, wurde von den Proben nach dem Absägen von der Bauplattform eine Zellreihe entfernt und die Ober- und Unterseite eben und planparallel geschliffen. Da bei der Druckprüfung die Maschinensteifigkeit diejenige der Prüfkörper deutlich übersteigt, ist diese herauszurechnen. Dazu wird angenommen, dass die resultierende Gesamtverschiebung sich als Parallelschaltung zweier Federn gemäß

$$u_{\text{ges}}(F) = u_{\text{PK}}(F) + u_{\text{MS}}(F) \quad (5.11)$$

darstellt. Dabei ist $u(F)$ die Gesamtverschiebung, u_{PK} die Verschiebung des Prüfkörpers und u_{MS} diejenige Verschiebung, welche infolge der Maschinensteifigkeit entsteht. Die zugehörige Maschinensteifigkeit wurde in einem Vorversuch ermittelt. Demnach entstand bei einer Belastung der Prüfmaschine mit 10.000 N eine Verschiebung von 0,117 mm, woraus sich eine Maschinensteifigkeit von

$k_{\text{MS}} = F/u_{\text{MS}}(F) = 85.470 \text{ N mm}^{-1}$ ergab. Damit ließ sich die Verschiebung des Prüfkörpers wie folgt ermitteln:

$$u_{\text{PK}}(F) = u_{\text{ges}}(F) - \frac{F}{k_{\text{MS}}}. \quad (5.12)$$


Das Spannungs-Dehnungsverhalten repräsentativer Probekörper ist in Abb. 5.14 abgebildet. Es wird ersichtlich, dass sich abweichend von der DIN 50134 [155] keine eindeutige Plateauspannung ausbildet, sondern ein oszillierendes Verhalten bei gesteigerter Dehnung entsteht. Daher wurde hier, abweichend von der Norm die Plateauspannung bei 50 % der oberen Streckgrenze $R_{\text{plt}} = 0.5 R_{\text{eH}}$ ermittelt. Die Plateauspannungen für die untersuchten Prüfkörper sind in Tab. 5.7 gezeigt.

Bei den Prüfkörpern zeigte sich ein sprödes Bruchverhalten, wobei alle Proben einen Bruchwinkel von 30° zur Baurichtung aufwiesen, wie in Abb. 5.15 verdeutlicht wird. Ab einer Dehnung von etwa 40 % zeigt sich eine Verdichtung des Materials, was zu einer Erhöhung der richtungsabhängigen Steifigkeit führt.

Nachfolgend wird die Steifigkeit ermittelt, für die die bereits hergeleitete Plateauspannung benötigt wird. Diese wurde während der Zweitbelastung nach der oben hergeleiteten Gl. (5.10) bestimmt. Die Ergebnisse der untersuchten Prüfkörper sind in Tab. 5.8 gezeigt. Abschließend sei das Skalierungsgesetz $E_i^*/E_S = C(\rho^*/\rho_S)^n$ Abb. 5.16 für die experimentellen Untersuchungen und im Vergleich zu der Analytik und Numerik in gezeigt. Die Konstanten für die Korrelation zwischen relativer Steifigkeit und relativer Dichte lassen sich für die durchgeführten Experimente wie folgt ermitteln:

$$\begin{aligned} \frac{E_1^*}{E_S} &= 0,749 \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^{2,832}, \\ \frac{E_2^*}{E_S} &= 0,506 \left(\frac{\rho^*}{\rho_S} \right)^{2,5}. \end{aligned} \quad (5.13)$$

Bei den hier mit den Energieeinträgen $69,4$ und 100 J mm^{-3} hergestellten Hexagonalkernen konnte kein signifikanter Einfluss auf das Skalierungsgesetz von Gibson & Ashby [2] festgestellt werden, sodass die experimentellen Kurven zusammengefasst betrachtet wurden. Es muss jedoch dazu gesagt werden, dass die Prozessparameter innerhalb des stabilen Prozessfensters gewählt wurden. Falls der Anwendungsfall andere Prozessparameter erforderlich macht, sind die experimentellen Konstanten neu zu ermitteln. Die Analytik beschreibt die experimentellen Ergebnisse für $\rho^*/\rho_S < 0.2$ in guter Näherung. Für höhere relative Dichten zeigen sich größere Abweichungen zwischen Analytik und Experiment. Dies liegt einerseits daran, dass die Plateauspannung relativ willkürlich gewählt werden musste, da sich nicht wie in der Norm [155] und Literatur [2] beschrieben,



ein eindeutiges Plateau einstellt. Zukünftige Arbeiten sollten den Einfluss einer Wärmebehandlung, beispielsweise T6, auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten untersuchen. Diese führt bekanntermaßen [156] zu erhöhter Duktilität, sodass Proben nicht vorzeitiges Sprödbbruchversagen aufweisen, wodurch die Steifigkeit besser zu ermitteln ist. Darüber hinaus sind schubweichere Theorien höherer Ordnung für hohe relative Dichten zu untersuchen, da hier ein stärkerer Einfluss von Querkraftschub in den Zellwänden zu erwarten ist.

Struktur	Effektive Eigenschaften
Diamant	$\frac{E_1^*}{E_S} = \left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{\cos\theta}{\sin^3\theta} \frac{1}{1+(2.4+1.2\nu_S+\cot^2\theta)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
	$\frac{E_2^*}{E_S} = \left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{\sin\theta}{\cos^3\theta} \frac{1}{1+(2.4+1.2\nu_S+\tan^2\theta)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
	$\nu_{12}^* = \cot^2\theta \frac{1+(1.4+1.2\nu_S)\left(\frac{t}{l}\right)^2}{1+(2.4+1.2\nu_S+\cot^2\theta)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
	$\nu_{21}^* = \tan^2\theta \frac{1+(1.4+1.2\nu_S)\left(\frac{t}{l}\right)^2}{1+(2.4+1.2\nu_S+\tan^2\theta)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
Rechteck	$\frac{E_1^*}{E_S} = \frac{t}{h}$
	$\frac{E_2^*}{E_S} = \left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{h}{l} \frac{1}{1+(2.4+1.2\nu_S+2\frac{h}{l})\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
	$\nu_{12}^* = \nu_{21}^* = 0$
Sanduhr	$\frac{E_1^*}{E_S} = \left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{\cos\theta}{\left(\frac{h}{l}+\sin\theta\right)\sin^2\theta} \frac{1}{1+(2.4+1.2\nu_S+\cot^2\theta)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
	$\frac{E_2^*}{E_S} = \left(\frac{t}{l}\right)^3 \frac{\left(\frac{h}{l}+\sin\theta\right)}{\cos^3\theta} \frac{1}{1+\left(2.4+1.2\nu_S+\tan^2\theta+\frac{2\frac{h}{l}}{\cos^2\theta}\right)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
	$\nu_{12}^* = \frac{\cos^2\theta}{\left(\frac{h}{l}+\sin\theta\right)\sin\theta} \frac{1+(1.4+1.2\nu_S)\left(\frac{t}{l}\right)^2}{1+(2.4+1.2\nu_S+\cot^2\theta)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
	$\nu_{21}^* = \frac{\left(\frac{h}{l}+\sin\theta\right)\sin\theta}{\cos^2\theta} \frac{1+(1.4+1.2\nu_S)\left(\frac{t}{l}\right)^2}{1+\left(2.4+1.2\nu_S+\tan^2\theta+\frac{2\frac{h}{l}}{\cos^2\theta}\right)\left(\frac{t}{l}\right)^2}$
Dreieck	$\frac{E_1^*}{E_S} = \frac{t}{l} \frac{\cos^3\theta}{\sin\theta(1+\sin^3\theta)}$
	$\frac{E_2^*}{E_S} = \frac{t}{l} \frac{1}{\cos\theta}$

Tabelle 5.3.: Effektive Eigenschaften von Sonderfällen hexagonaler Strukturen, die mit dem oben beschriebenen Ansatz hergeleitet wurden. Für Dreiecke sind die Querkontraktionszahlen aufgrund der gewählten Randbedingungen nicht zu bestimmen.

Maschine	Material	Laserleistung	Scangeschwindigkeit	Konturabstand	Schichtdicke
EOS M 290	AlSi10Mg	225 W	1750 mm s ⁻¹	100 µm	30 µm

Tabelle 5.4.: Versuchsrahmenbedingungen zur Fertigung von Einzelplatten unter verschiedenen Polar- und Azimuthwinkeln.

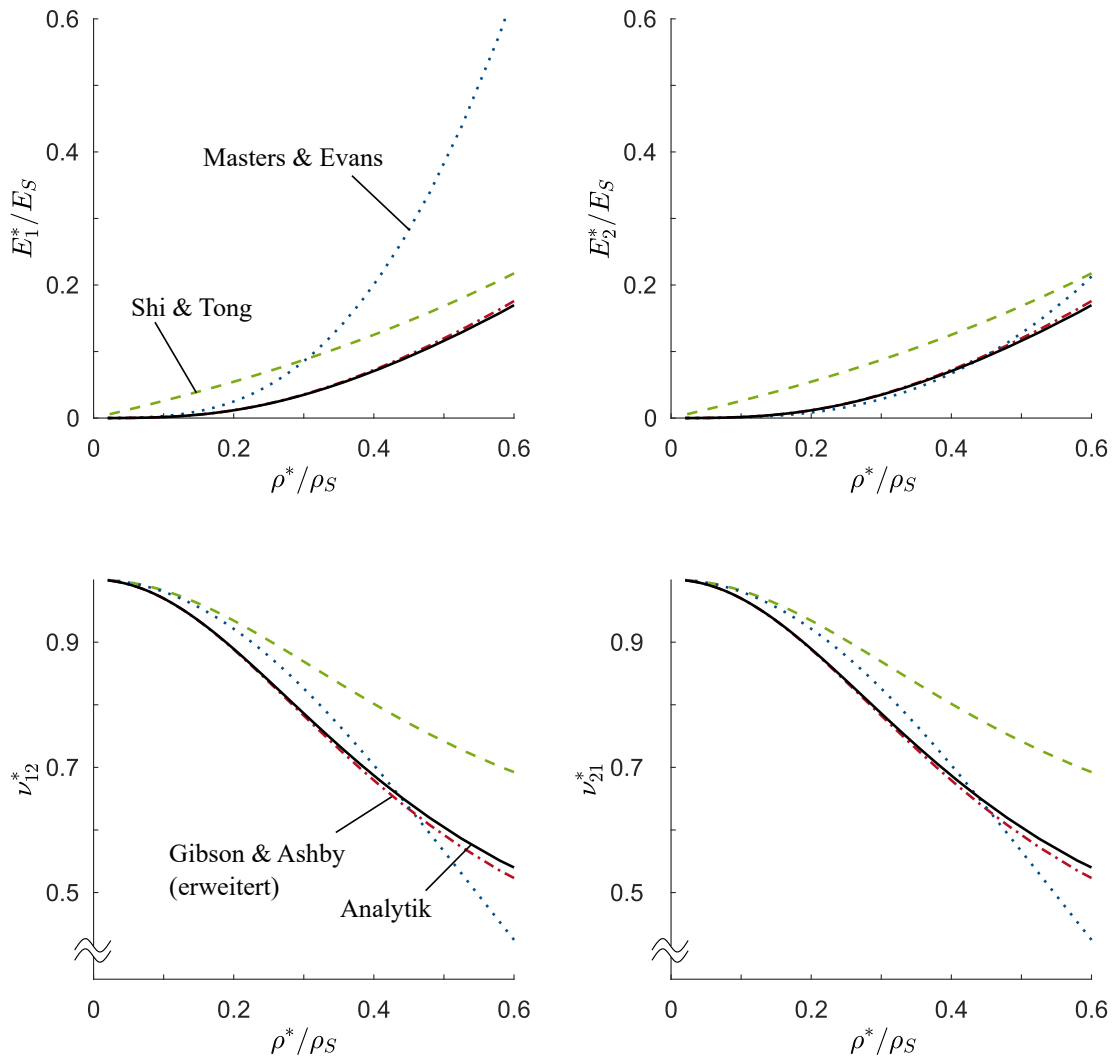


Abbildung 5.9.: Vergleich der oben hergeleiteten analytischen Methode mit bestehenden Modellen aus der Literatur von Gibson & Ashby [2], Masters & Evans [67] sowie Shi & Tong [68].

P [W]	v [mm s ⁻¹]	d_h [μm]	E_V [J mm ⁻³]
225	500	80	187.5
250	1000	120	69.4
300	1000	100	100

Tabelle 5.5.: Prozessparameter zur Fertigung hexagonaler Strukturen aus AlSi10Mg.

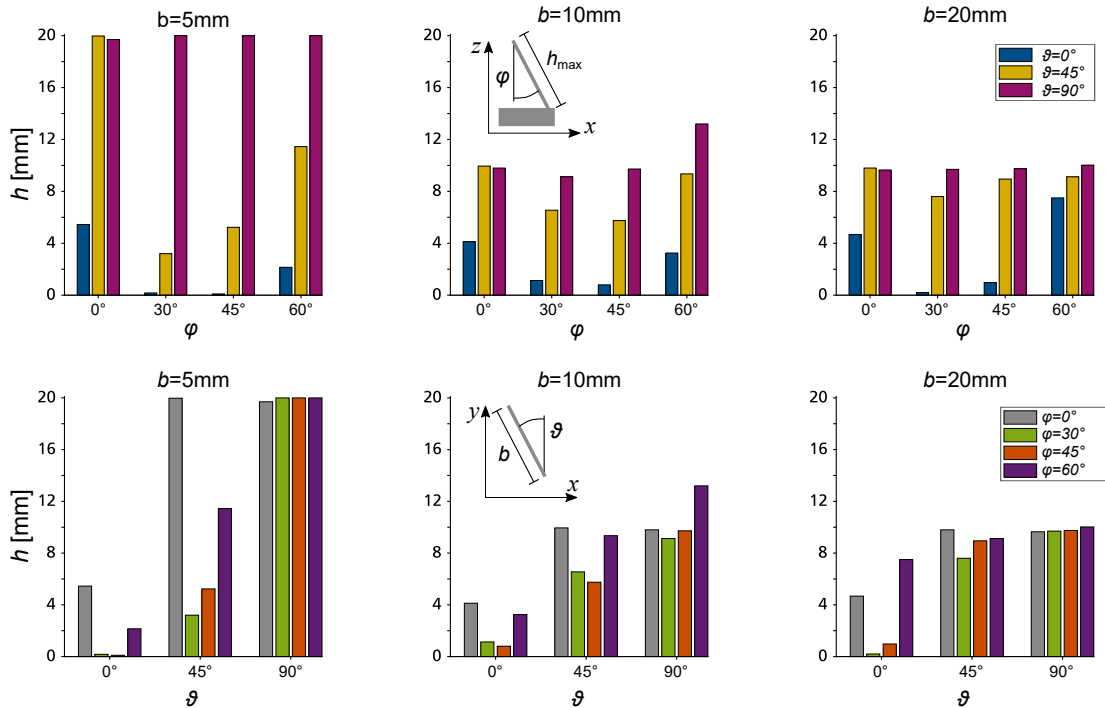


Abbildung 5.10.: Voruntersuchung zur maximalen Bauhöhe h einzelner Plattensegmente für verschiedene Polarwinkel φ und Azimuthwinkel ϑ .

Probekörper	Zellwanddicke t [μm]	$\frac{\rho^*}{\rho_S}(l = 2.18 \text{ mm})$	$\frac{\rho^*}{\rho_S}(l = 1.19 \text{ mm})$	$\frac{\rho^*}{\rho_S}(l = 0.79 \text{ mm})$
$E_V = 100 \text{ J mm}^{-3}$	370	0.469	0.327	0.186
$E_V = 69.4 \text{ J mm}^{-3}$	315	0.408	0.282	0.160

Tabelle 5.6.: Relative Dichten von im Druckversuch untersuchten Probekörpern.

	R_{plt} [MPa] in x_1 -Richtung			R_{plt} [MPa] in x_2 -Richtung		
l [mm]	2.18	1.19	0.79	2.18	1.19	0.79
$E_V = 100 \text{ J mm}^{-3}$	2.89*	11.94*	33.31	2.61	11.68	28.53
$E_V = 69.4 \text{ J mm}^{-3}$	1.91*	8.31*	23.78	1.94	8.65	21.79

Tabelle 5.7.: Ermittelte Plateauspannungen. Die mit * gekennzeichneten Prüfkörper versagten vorzeitig.

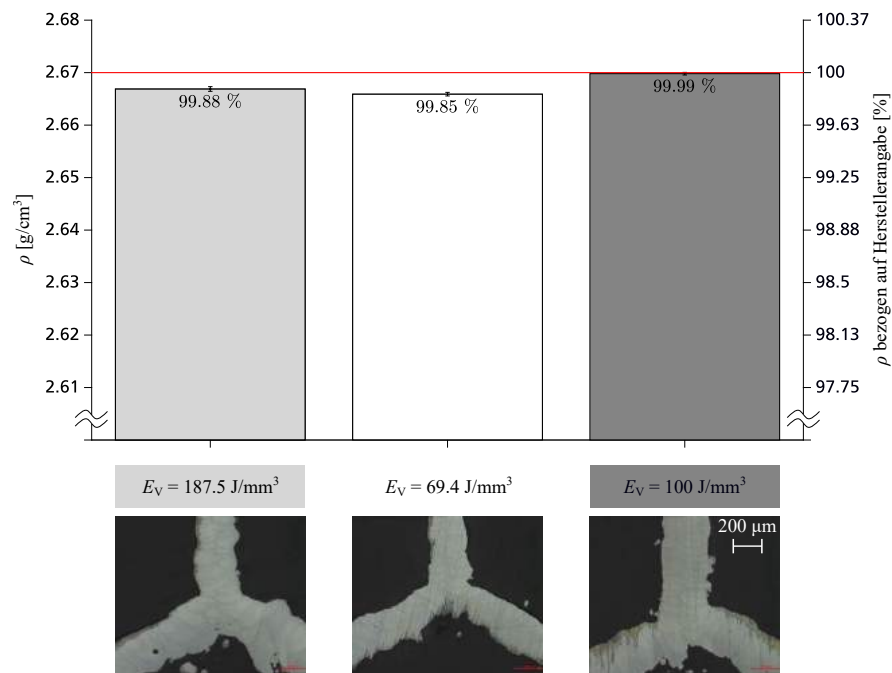


Abbildung 5.11.: Prozessabhängige Werkstoffdichte hexagonaler Strukturen (oben) und repräsentative Schliffbilder der Strukturen, die mit dem jeweiligen Energieeintrag gefertigt wurden (unten).

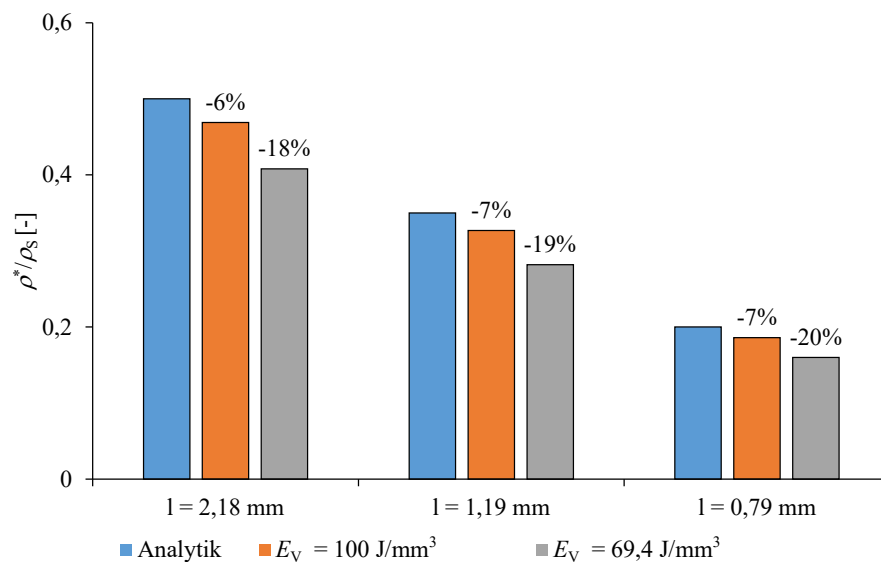
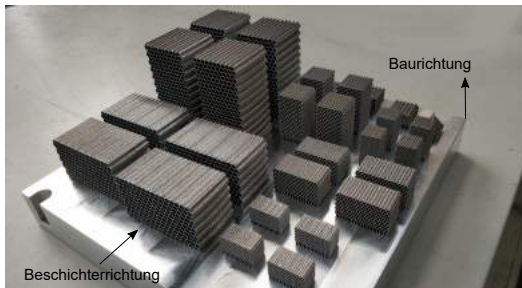
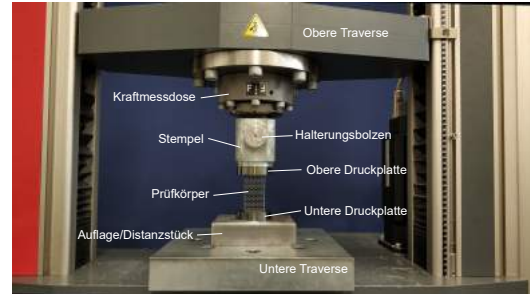


Abbildung 5.12.: Prozessabhängigkeit der relativen Dichte im Vergleich mit der analytischen Lösung nach Tab. 5.1.



(a)



(b)

Abbildung 5.13.: (a) Bauplattform mit Prüfkörpern, die dreimal gedruckt wurde, um eine statistisch repräsentative Anzahl von Proben zu erhalten. (b) Prüfaufbau an der Prüfmaschine vom Typ Zwick/Roell Z100.

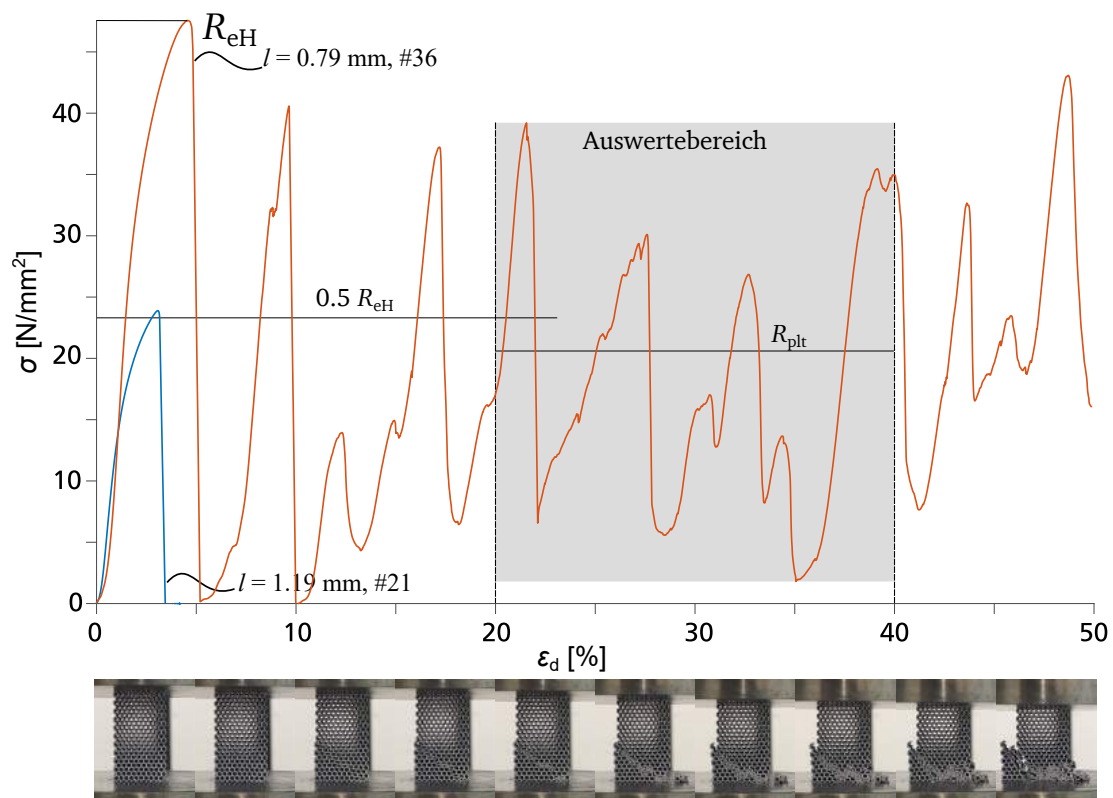


Abbildung 5.14.: Exemplarisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für Probekörper, die mit der Volumenenergie $E_V = 100 \text{ J mm}^{-3}$ und $E_V = 61.4 \text{ J mm}^{-3}$ gefertigt wurden, und repräsentative Verformungsbilder der Prüfkörper.

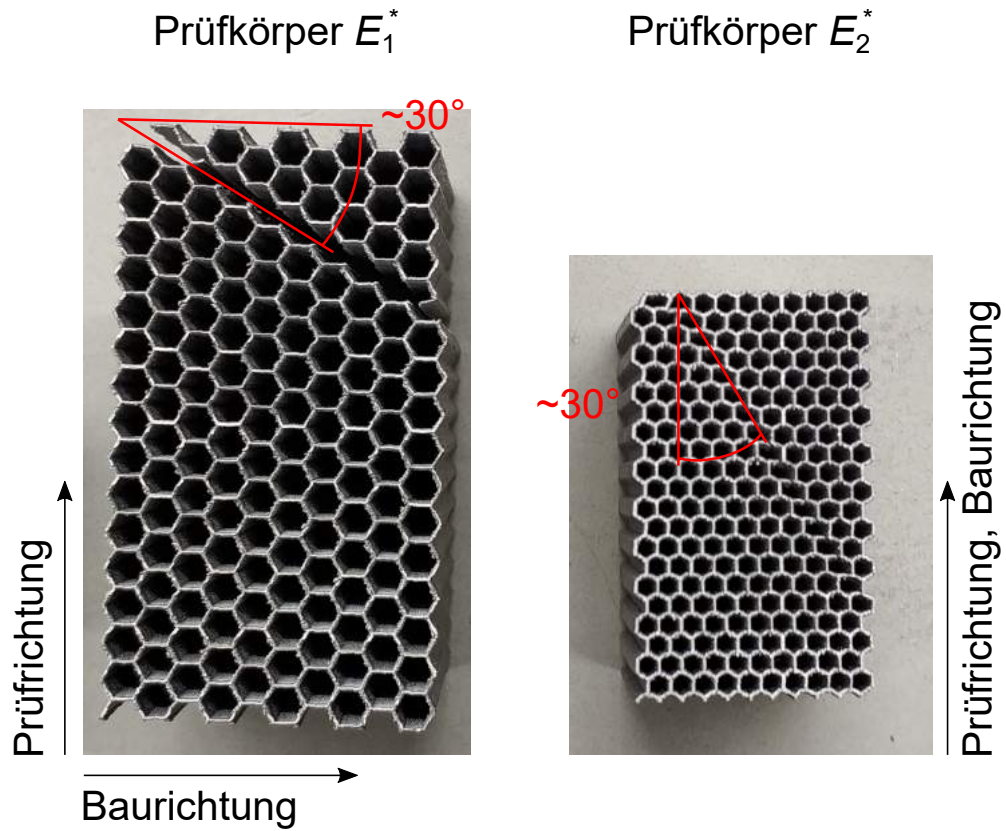


Abbildung 5.15.: Bruchebenen repräsentativer Prüfkörper, die in x_1 - und x_2 -Richtung geprüft wurden, um die effektiven Elastizitätsmoduln E_1^* und E_2^* zu ermitteln.

l [mm]	E_1^* [MPa]			E_2^* [MPa]		
	2.18	1.19	0.79	2.18	1.19	0.79
$E_V = 100 \text{ J m}^{-3}$	$527 \pm 2.9 \%$	$2307 \pm 9.7 \%$	$6189 \pm 6.8 \%$	$429 \pm 5.6 \%$	$2239 \pm 1.3 \%$	$5285 \pm 7.7 \%$
$E_V = 69.4 \text{ J m}^{-3}$	$301 \pm 5.4 \%$	$1402 \pm 7.0 \%$	$5029 \pm 4.4 \%$	$287 \pm 4.1 \%$	$1504 \pm 3.6 \%$	$3805 \pm 11.3 \%$

Tabelle 5.8.: Ermittelte effektive Elastizitätsmoduln in x_1 - und x_2 -Richtung mit Standardabweichung aus fünf Proben.

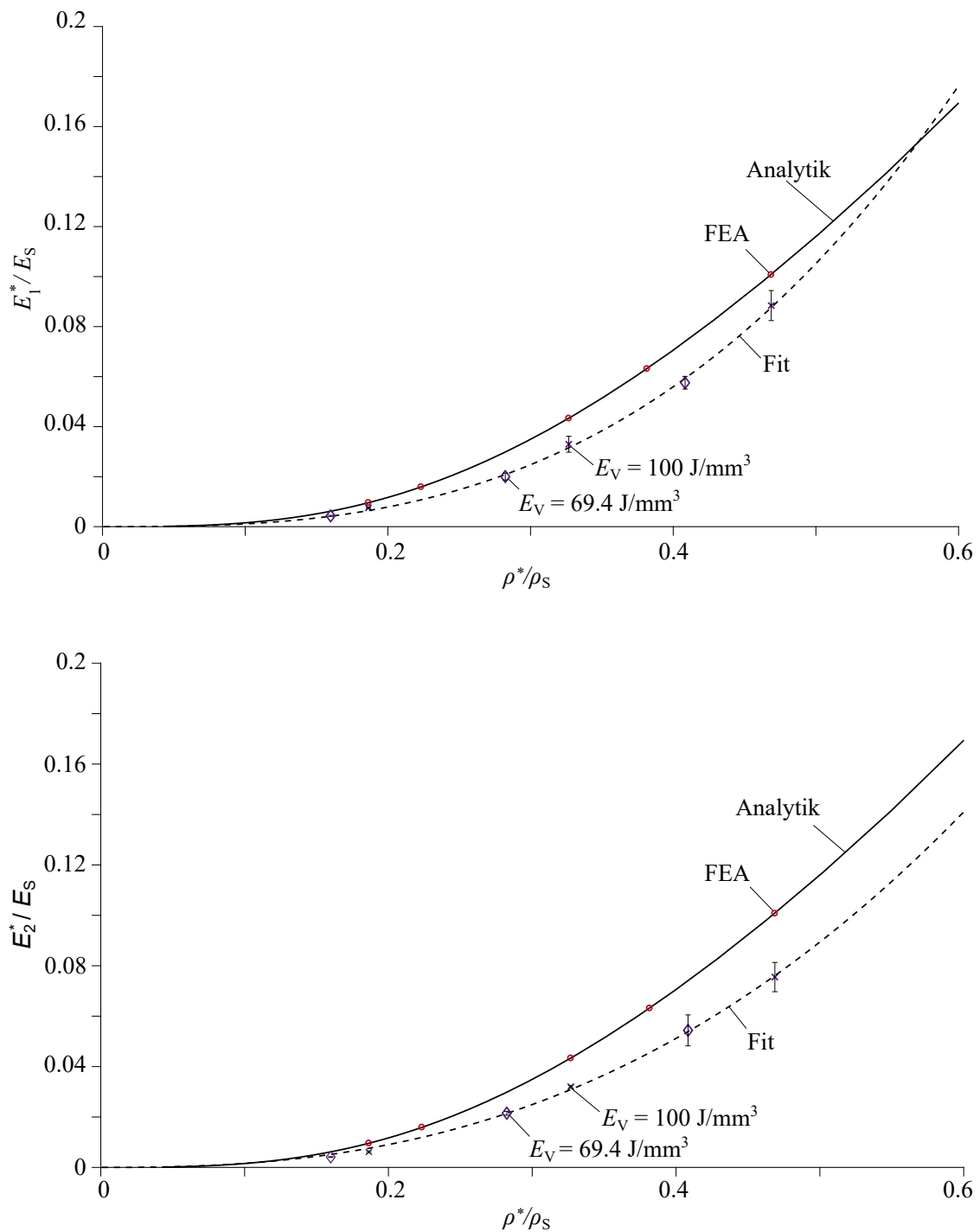


Abbildung 5.16.: Skalierungsgesetze zu den effektiven Elastizitätsmoduln E_1^*/E_s und E_2^*/E_s als Funktion der relativen Dichte. Vergleich zwischen hergeleiteter Analytik, Numerik und experimentellen Untersuchungen.

6. Gitterstrukturen

In diesem Kapitel wird das mechanische Verhalten von Gitterstrukturen von Gitterstrukturen geschlossen-analytisch modelliert und die Eignung des Modells an einer repräsentativen Gitterstruktur aus der Aluminiumlegierung AlSi10Mg aufgezeigt. Dazu wird zunächst die relative Dichte modelliert und die Abweichungen einer Näherungslösung gegenüber einer numerischen Modellierung aufgezeigt. Anschließend wird ein Homogenisierungsansatz verwendet, um effektive Eigenschaften ausgewählter Gitterstrukturen zu ermitteln, numerisch verifiziert und Parameterstudien für die Anwendung durchgeführt. Anschließend werden experimentelle Untersuchungen durchgeführt, die insbesondere den Prozesseinfluss auf die mechanischen Eigenschaften aufzeigen und mit der vormals hergeleiteten Analytik verglichen. Abschließend wird die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Bauteilposition aufgezeigt.

6.1. Theoretische Betrachtungen

6.1.1. Relative Dichte

Die relative Dichte definiert bei strebenbasierten Gitterstrukturen die effektiven Eigenschaften gemäß $K^*/K_S = C(\rho^*/\rho_S)^n$ über das Skalierungsgesetz von Gibson & Ashby [2], wobei K^*/K_S repräsentativ für die mechanische Eigenschaft steht und sowohl durch die Steifigkeit als auch die Festigkeit charakterisiert werden kann. Eine einfache analytische Abschätzung der relativen Dichte ist mit folgender Gleichung möglich:

$$\frac{\rho^*}{\rho_S} = \frac{\sum_{i=1}^N A_i f_i l_i}{V_{\text{ges}}}. \quad (6.1)$$

Dabei sind A_i , f_i , l_i und V_{ges} der Strebenquerschnitt, der Anteil der jeweiligen Strebe im repräsentativen Volumenelement, die Strebenlänge und das Gesamtvolumen der Strebe. Die Vernachlässigung der Überlappungsbereiche in den Knoten, vgl. Abb. 6.1, führt zu einer Überschätzung der relativen Dichte [44]. Dies kann für den Konstrukteur kritisch werden, wenn dadurch über das bereits

eingeführte Skalierungsgesetz $K^*/K_S = C(\rho^*/\rho_S)^n$ mechanische Eigenschaften der auszulegenden Gitterstruktur überschätzt werden. Während Gibson & Ashby [2] für Hexagonalkerne angaben, dass bis zu einer relativen Dichte von $\rho^*/\rho_S = 0.2$ eine analytische Abschätzung in erster Näherung als valide angenommen werden kann, wurden vergleichbare Grenzen für Gitterstrukturen bislang nicht angegeben.

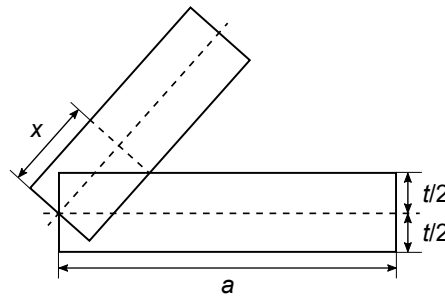


Abbildung 6.1.: Schematische Darstellung der Strebenüberlappung nach [44]. Die Größen x , a und t sind Überlappungslänge, Zellweite und Strebenbreite.

Zur exakten Ermittlung der relativen Dichte eignen sich gängige CAD-Werkzeuge. Hier wurde zusätzlich eine Monte-Carlo-Integration durchgeführt, die in einem betrachteten Gittertyp sowie im Gesamtvolumen des RVE eine zufällige Anzahl an Punkten erzeugt und über den Bildungszusammenhang

$$\frac{\rho^*}{\rho_S} = \frac{n_{\text{Gitter}}}{n_{\text{RVE}}} \quad (6.2)$$

die relative Dichte des Gitters unter Berücksichtigung der Überlappung liefert, wobei n_{Gitter} und n_{RVE} die Anzahl der Punkte im Gittervolumen und im Gesamtvolumen des RVE sind. Dazu ist die Parametrisierung der betrachteten Gitterstruktur erforderlich, welche für eine Einzelstrebe (Abb. 6.2) wie folgt angegeben wird:

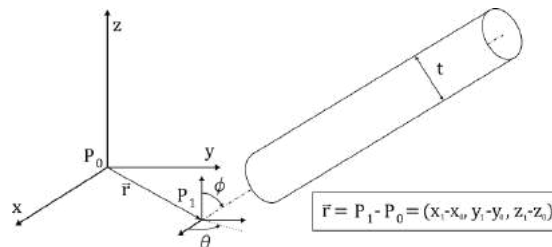


Abbildung 6.2.: Parametrisierung einer Einzelstrebe.

$$[(x - x_0) \cos \Phi \cos \theta - (y - y_0) \cos \Phi \sin \theta - (z - z_0) \sin \theta]^2 + [(x - x_0) \sin \theta + (y - y_0) \cos \theta]^2 \leq \left(\frac{t}{2}\right)^2. \quad (6.3)$$

Beim iterativen Durchführen der Monte-Carlo-Integration wurde nach Erreichen der Konvergenz bei einer Abweichung von 0.01 % zum vorherigen Schritt abgebrochen. Abb. 6.3 zeigt diesbezüglich die Darstellung eines f2ccz Gitters.

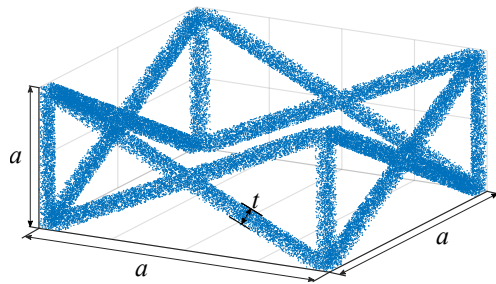


Abbildung 6.3.: Monte-Carlo-Integration zur Ermittlung der relativen Dichte. Hier wird eine f2ccz-Gitterstruktur dargestellt, bei der nur die Strebenvolumina gefüllt sind.

Die relative Dichte ρ^*/ρ_S , als wesentliche Größe bei der Auslegung zellulärer Strukturen, lässt sich bei Gitterstrukturen aus dem Verhältnis zwischen Zellweite a und Strebendicke d ermitteln und folgt dem Zusammenhang $\rho^*/\rho_S = C (a/d)^n$, wobei a/d hier das sog. Aspektverhältnis darstellt. Die in der Monte-Carlo-Integration berücksichtigte Überlappung wird in Abb. 6.4 mit einer analytischen Abschätzung ohne deren Berücksichtigung sowie experimentellen Untersuchungen von Merkt am Werkstoff 316L [100] verglichen. Es zeigt sich, dass insbesondere bei geringen Aspektverhältnissen bzw. hohen relativen Dichten die Überlappung nicht mehr vernachlässigt werden kann und die Abschätzung zu starken Abweichungen gegenüber der Monte-Carlo-Integration und den Experimenten aus der Literatur führt.

Darauf aufbauend wurde in Abb. 6.5 eine Parameterstudie zur relativen Dichte für strebenbasierte Gitterstrukturen durchgeführt. Daraus lässt sich ableiten, dass raumzentrierte Gitterstrukturen bei gleichem Aspektverhältnis über höhere relative Dichten verfügen als flächenzentrierte Gitterstrukturen. Die vertikalen z -Streben führen im Verhältnis zu einem geringen Zuwachs der relativen Dichte. Mit der gezeigten Abbildung ist es dem Konstrukteur nun möglich, relative Dichten mit Aspektverhältnissen zu korrelieren und bei einer gegebenen Zellweite a die gewünschte Strebendicke t , wie in Kapitel 4 „Schmelzbadcharakterisierung“

gezeigt, zu ermitteln. Da in technischen Applikationen zumeist das mechanische Verhalten für die Auslegung entscheidend ist, wird nachfolgend aufgezeigt, wie die effektiven Eigenschaften strebenbasierter Gitterstrukturen mit den Methoden der Mikromechanik ermittelt werden können.

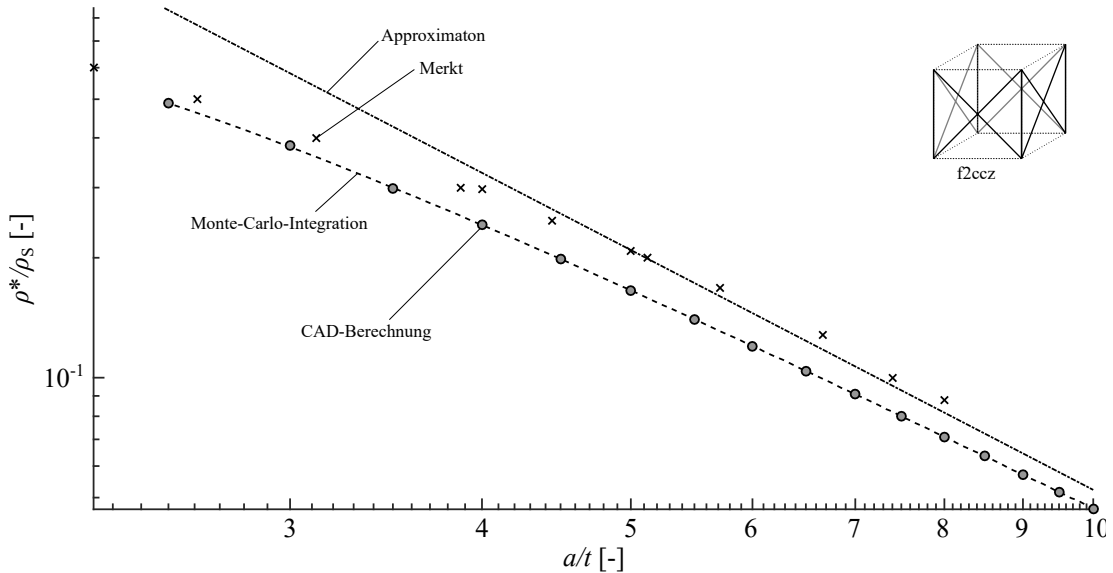


Abbildung 6.4.: Einfluss der Überlappung in den Knoten bei der Berechnung der relativen Dichte. Hier wurden Literaturdaten von Merkt miteinbezogen [100].

6.1.2. Mikromechanische Modellierung effektiver Eigenschaften

Effektive elastische Eigenschaften

Das Prinzip der Homogenisierung ist schematisch in Abb. 6.6 dargestellt. Dazu wird ein repräsentatives Volumenelement (RVE), das sich innerhalb der Gesamtstruktur periodisch fortsetzt, ausgewählt und in seinen Eigenschaften mit einem Vollkörper gleichgesetzt. Dabei wird ein verzerrungsenergiebasierter Ansatz [139] mit einem Timoshenko-Balkenmodell verwendet, der in allgemeiner Form wie folgt lautet:

$$\bar{\Pi} = \frac{1}{2} \int_0^l \left(\frac{N_x^2}{EA} + \frac{M_y^2}{EI_{yy}} + \frac{V_z^2}{kGA} + \frac{M_z^2}{EI_{zz}} + \frac{V_y^2}{kGA} \right) dx. \quad (6.4)$$

Hierbei sind N_x , M_y , M_z , V_z und V_y die Normalkraft, die Biegemomente und die Querkraften, EA , EI_{yy} , EI_{zz} und GA die Dehnsteifigkeit, die Biegesteifigkeiten

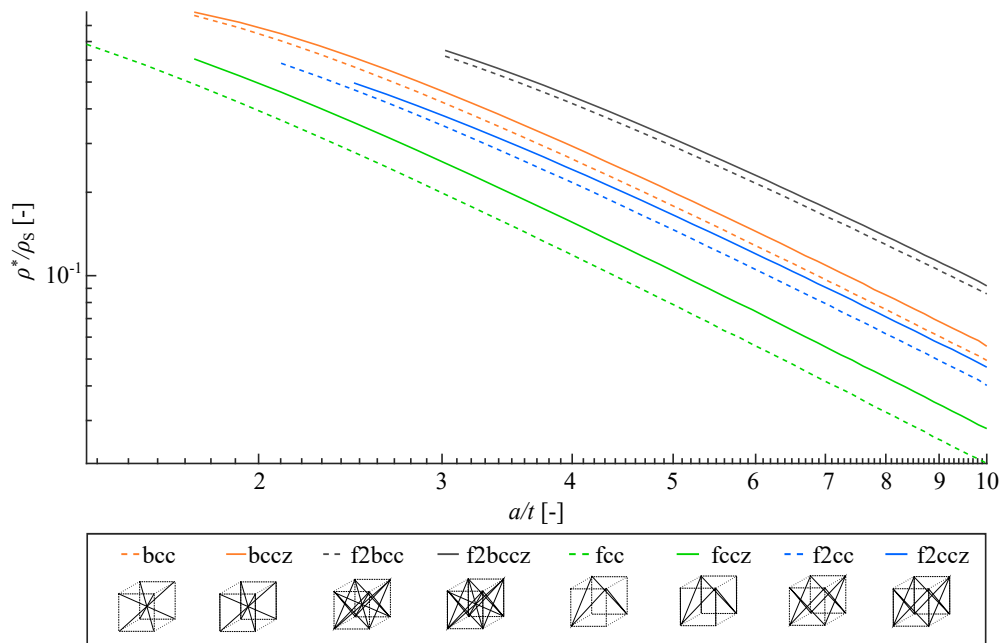


Abbildung 6.5.: Numerische Parameterstudie mit Monte-Carlo-Integration zur relativen Dichte von Gitterstrukturen.

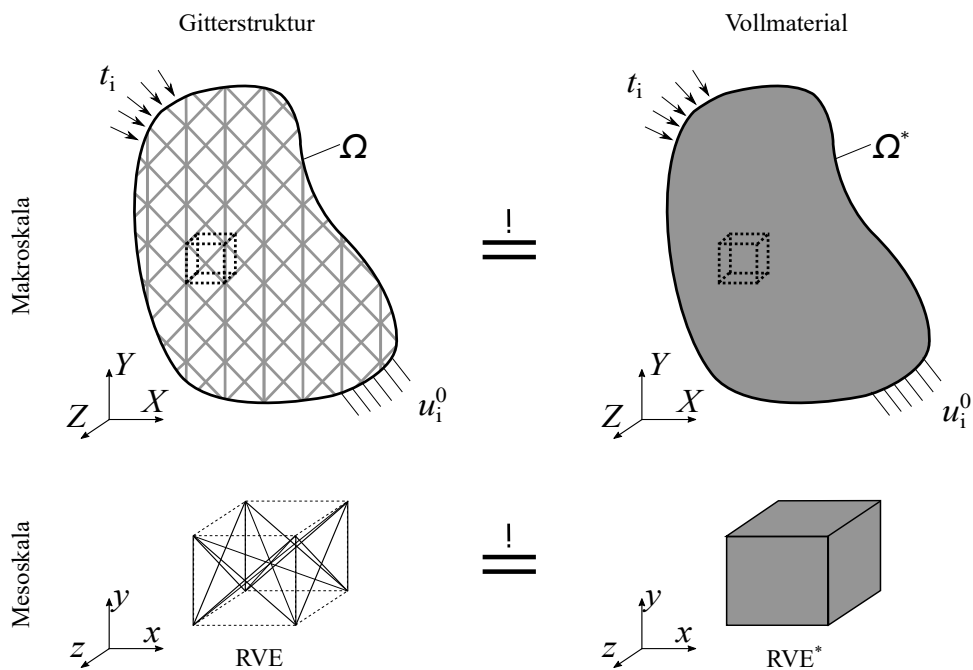


Abbildung 6.6.: Homogenisierungsverfahren zur Ermittlung effektiver Eigenschaften bei Gitterstrukturen.

und die Schubsteifigkeit. Die Variable k kennzeichnet den Schubkorrekturfaktor. Zur Verdeutlichung der Koordinatenrichtungen für ein Zell- (c) und Streben-Koordinatensystem (s) sei in Abb. 6.7 eine generische Gitterstrebe gezeigt. Nach dem Homogenisierungsansatz wird nun gefordert, dass die im Körper gespeicherte Deformationsenergie für die Gitterstruktur nach Gl. (6.4) mit derjenigen des homogenisierten Mediums identisch ist.

Dazu werden zunächst die makroskopischen Spannungen und Dehnungen definiert:

$$\begin{aligned}(\varepsilon_M)_{ij} &= \frac{1}{V_{\Omega_{RVE}}} \int_{V_{\Omega_{RVE}}} (\varepsilon)_{ij} dV_{\Omega_{RVE}}, \\ (\sigma_M)_{ij} &= \frac{1}{V_{\Omega_{RVE}}} \int_{V_{\Omega_{RVE}}} (\sigma)_{ij} dV_{\Omega_{RVE}}.\end{aligned}\quad (6.5)$$

Hierin sind $(\sigma_M)_{ij}$ und $(\varepsilon_M)_{ij}$ die makroskopischen Spannungen und Dehnungen und $(\sigma)_{ij}$ und $(\varepsilon)_{ij}$ die entsprechenden mikroskopischen Größen im jeweiligen repräsentativen Volumenelement $V_{\Omega_{RVE}}$. Die makroskopische Verzerrungsenergie lässt sich beschreiben durch:

$$\Pi_M^{RVE} = \frac{1}{V_{\Omega_{RVE}}} \int_{V_{\Omega_{RVE}}} \frac{1}{2} (\sigma_{ij})(\varepsilon_{ij}) dV_{\Omega_{RVE}} \quad (6.6)$$

Die makroskopische Verzerrungsenergie muss nun sowohl im repräsentativen Volumenelement Π_M^{RVE} als auch im zugehörigen homogenisierten Medium $(\Pi_M^{RVE})^*$ gleich sein [157], sodass sich nach Einsetzen von Gl. (6.5) in Gl. (6.6) ergibt:

$$\begin{aligned}\Pi_M^{RVE} &= (\Pi_M^{RVE})^*, \\ \frac{1}{2} (\sigma_M)_{ij} (\varepsilon_M)_{ij} &= \frac{1}{2} (\sigma_M^*)_{ij} (\varepsilon_M^*)_{ij}.\end{aligned}\quad (6.7)$$

Führt man nun die Steifigkeitsmatrix in Indexnotation für orthotrope Werkstoffe $(c_M)_{ijkl}$ ein [59] und multipliziert diese mit der hergeleiteten Gl. (6.6), ergibt sich

$$(c_M)_{ijkl} \Pi_M^{RVE} = \frac{1}{2} (\sigma_M^*)_{ij} (c_M)_{klj} (\varepsilon_M^*)_{ij}, \quad (6.8)$$

woraus sich die zugehörige Steifigkeitsmatrix ableiten lässt:

$$(c_M)_{ij} = (s_M)_{ij}^{-1} = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ c_{21} & c_{22} & c_{23} & 0 & 0 & 0 \\ c_{31} & c_{32} & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_{66} \end{bmatrix} = \frac{1}{2} \frac{(\sigma_M^*)_{ij} (\sigma_M^*)_{kl}}{\Pi_M^{RVE}}. \quad (6.9)$$

Daraus ergibt sich die Nachgiebigkeitsmatrix gemäß

$$(s_M)_{ij} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1^*} & -\frac{\nu_{21}^*}{E_2^*} & -\frac{\nu_{31}^*}{E_3^*} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}^*}{E_1^*} & \frac{1}{E_2^*} & -\frac{\nu_{32}^*}{E_1^*} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}^*}{E_1^*} & -\frac{\nu_{23}^*}{E_2^*} & \frac{1}{E_3^*} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}^*} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}^*} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}^*} \end{bmatrix} = 2[(\sigma_M^*)_i (\sigma_M^*)_j]^{-1} \Pi_M^{RVE}(\sigma_{M,i}^*), \quad (6.10)$$

wobei $(\sigma_M^*)_i$ eine applizierte Einheitslast und $\Pi_M^{RVE}(\sigma_{M,i}^*)$ die zugehörige Verzerrungsenergie des Systems bei jener Last darstellt. Ausgehend von orthotropem Materialverhalten werden sechs Lastfälle, drei Normalspannungen und drei Schubspannungen, benötigt, um sechs der 12 Ingenieurskonstanten aus der Nachgiebigkeitsmatrix zu ermitteln. Die übrigen sechs Ingenieurkonstanten, die Querkontraktionszahlen ergeben sich aus den Dehnungen

$$\nu_{ij}^* = \frac{-(\varepsilon_M)_j}{(\varepsilon_M)_i}. \quad (6.11)$$

Dabei ist i die Richtung der Last und j diejenige des Normalenvektors der Lastebene.

Für die weitere Herleitung der effektiven Eigenschaften werden zunächst vier Koordinatensysteme für die Maschinen- (m), Bauteil- (p), Zell- (c) und Strebenkoordinaten (s) eingeführt, vgl. Abb. 6.7. Die allgemeine Herleitung wurde an einer f2bccz-Gitterstruktur vorgenommen, sodass für die übrigen Gitterstrukturen die jeweils nicht vorhandenen Streben zu null gesetzt werden konnten.

Darüber hinaus zeigt Abb. 6.8, dass in dieser betrachteten Geometrie aufgrund von vorliegenden Symmetrieebenen eine Vereinfachung des repräsentativen Volumelements vorgenommen werden kann. Dadurch genügt es, in der Herleitung der effektiven Eigenschaften zunächst nur ein Achtelmodell zu betrachten, vgl.

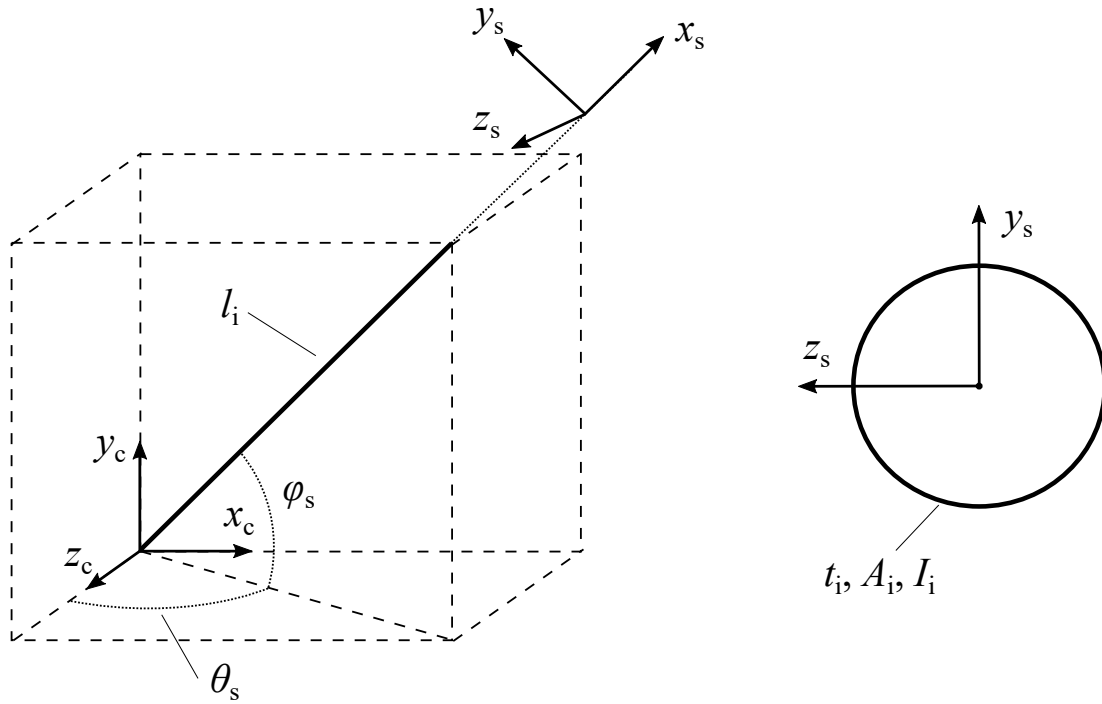


Abbildung 6.7.: Parametrisierung und Koordinatensysteme an einer generischen Gitterstrebe.

Abb. 6.8 (rechts). Die Winkel θ_s und φ_s beschreiben die Orientierung der Strebe im Raum. Weiterhin ist zu erwähnen, dass die vertikalen z -Streben im gewählten RVE nur zu einem Viertel vorkommen, sodass diese mit einem Reduktionsfaktor von 0,25 multipliziert wurden. Die Randbedingungen des RVE wurden so gewählt, dass gegenüberliegende Ebenen nach ihrer Verformung parallel zueinander ausgerichtet sind und benachbarte Knoten keine Relativbewegung durchführen können. Dies führt letzten Endes dazu, dass die Periodizität auch im verformten Zustand gegeben ist.

Dazu wurden die in Abb. 6.9 angegebenen Punkte mit den entsprechenden Randbedingungen versehen (siehe Anhang E). Auf das betrachtete System wurde für jede Strebe eine Einheitslast aufgebracht und mit dem 2. Satz von CASTIGLIA-NO die zugehörige Verschiebungskomponente ermittelt. In Indexnotation lautet die Verschiebungskomponente der n -ten Strebe in i -Richtung

$$u_{i,n}^c = \frac{\partial \Pi_{i,n}}{\partial f_{i,n}^c} = s_{ij,n}^c f_{j,n}^c. \quad (6.12)$$

Um die Schnittkräfte nach Abb. 6.9 (rechts) zu ermitteln, sind die Balkenkräfte im Streben-Koordinatensystem N_x, V_y, V_z und -momente M_y, M_z aus den

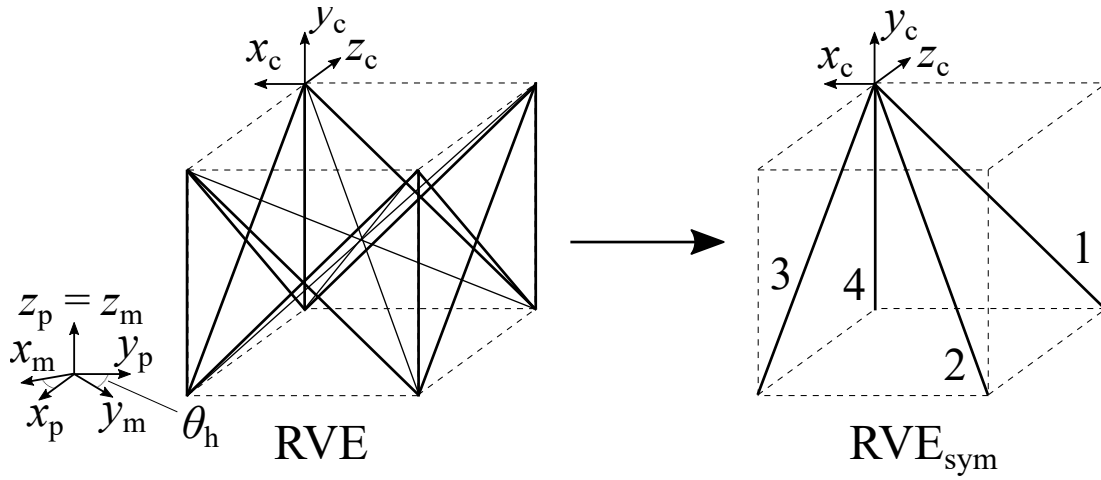


Abbildung 6.8.: Vereinfachung des RVE durch Symmetrie.

aufgebrachten Einheitslasten im Zellkoordinatensystem $f_{i,n}^c$ bzw. F_x, F_y und F_z zu ermitteln. Dazu wird die Transformationsbeziehung (vgl. Abb. 6.7 für die Winkelbezeichnungen) gemäß

$$\begin{bmatrix} N_x \\ V_y \\ V_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos \theta_y \cos \theta_z & \sin \theta_z & -\sin \theta_y \cos \theta_z \\ -\cos \theta_y \sin \theta_z & \cos \theta_z & \sin \theta_y \sin \theta_z \\ \sin \theta_y & 0 & \cos \theta_y \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} F_x \\ F_y \\ F_z \end{bmatrix} \quad (6.13)$$

eingeführt. Daraus ergeben sich direkt die zugehörigen Schnittlasten mit:

$$\begin{aligned} N_x &= \cos \theta_y \cos \theta_z F_x + \sin \theta_z F_y - \sin \theta_y \cos \theta_z F_z, \\ V_y &= -\cos \theta_y \sin \theta_z F_x + \cos \theta_z F_y + \sin \theta_y \sin \theta_z F_z, \\ V_z &= \sin \theta_y F_x + \cos \theta_y F_z, \\ M_y &= M_{y0} + V_z x = (\sin \theta_y F_x + \cos \theta_y F_z)x + M_{y0}, \\ M_z &= M_{z0} + V_y x = (-\cos \theta_y \sin \theta_z F_x + \cos \theta_z F_y + \sin \theta_y \sin \theta_z F_z)x + M_{z0}. \end{aligned} \quad (6.14)$$

Die Anfangsmomente M_{y0} und M_{z0} werden ermittelt, indem zunächst das innere Potential durch Einsetzen von Gl. (6.14) in Gl. (6.4) aufgestellt wird:

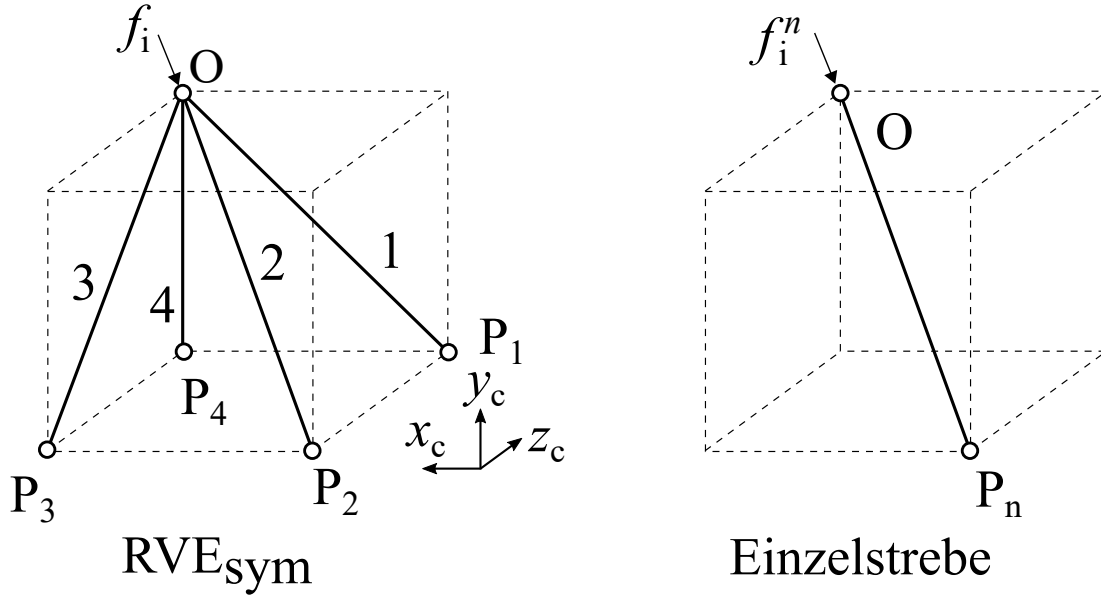


Abbildung 6.9.: Lastfall und Randbedingungen für ein reduziertes RVE (links) und eine Einzelstrebe (rechts)

$$\begin{aligned}
\bar{\Pi}_i = & \frac{1}{6} \frac{1}{E A k_s G} \{ l [-3 I A k_s G (M_{z0}^2 - M_{y0}^2) \\
& + F_x^2 (3E - I A G k_s l^2 + \cos^2 \theta_z \cos^2 \theta_y (I A G k_s l^2 - 3E + 3G k_s)) \\
& + F_y^2 (\cos^2 \theta_z (-I A G k_s l^2 - 3G k_s + 3E) + 3G k_s) \\
& + F_z^2 (3E - I A G k_s l^2 + \cos^2 \theta_z (I A G k_s l^2 + 3E + 3G k_s) \\
& - \cos^2 \theta_z \cos^2 \theta_y (I A G k_s l^2 + 3E - 3G k_s)) \\
& + 3F_x I A G k_s l (M_{z0} \sin \theta_z \cos \theta_y - M_{y0} \sin \theta_y) - 3F_y I A G k_s l M_{z0} \cos \theta_z \\
& - 3F_z I A G k_s l (M_{z0} \sin \theta_y \sin \theta_z + M_{y0} \cos \theta_y) \\
& + 2F_x F_z \sin \theta_y \cos^2 \theta_z \cos \theta_y (3E - 3G k_s - I A G k_s l^2) \\
& + 2F_y F_z \sin \theta_y \cos \theta_z \sin \theta_z (3E - 3G k_s - I A G k_s l^2) \\
& + 2F_x F_y \cos \theta_z \sin \theta_z \cos \theta_y (3G k_s + I A G k_s l^2 - 3E)] \} \quad (6.15)
\end{aligned}$$

Aus den Bedingungen $\partial \bar{\Pi}_i / \partial M_{y0} = 0$ und $\partial \bar{\Pi}_i / \partial M_{z0} = 0$ ergeben sich die Anfangsmomente M_{z0} , M_{y0} :

$$\begin{aligned}
M_{y0} = & -\frac{1}{2} F_x \sin \theta_y l - \frac{1}{2} F_z \cos \theta_y l, \\
M_{z0} = & \frac{1}{2} F_x \sin \theta_z \cos \theta_y l - \frac{1}{2} F_z \sin \theta_y \sin \theta_z l - \frac{1}{2} F_y \cos \theta_z l. \quad (6.16)
\end{aligned}$$

Setzt man nun Gl. (6.16) in Gl. (6.15) ein, erhält man das vollständig von den Eingangslasten abhängige Gesamtpotential:

$$\begin{aligned}
\bar{\Pi}_i = & \frac{1}{6} \frac{1}{EAk_s G} \left\{ -\frac{3}{4} l F_x^2 \left(-\frac{4}{3} \cos^2 \theta_z \cos^2 \theta_y G (IA l^2 + 3) k_s \right. \right. \\
& + (IGk_s Al^2 + 4E) \cos^2 \theta_z \cos^2 \theta_y + \frac{1}{3} IGk_s Al^2 - 4E) \\
& + \frac{3}{4} l F_z^2 \left(-\frac{4}{3} \cos^2 \theta_z \cos^2 \theta_y G (IA l^2 + 3) k_s \right. \\
& + ((IGk_s Al^2 + 4E) \cos^2 \theta_y + (\frac{1}{3} IA l^2 + 4) Gk_s - 4E) \cos^2 \theta_z \\
& - \frac{1}{3} IGk_s Al^2 + 4E) - \frac{1}{4} l F_y^2 (((IA l^2 + 12) Gk_s - 12E) \cos^2 \theta_z^2 - 12Gk_s) \\
& - \frac{1}{2} l \sin \theta_z \cos \theta_z F_y F_x \cos \theta_y ((IA l^2 + 12) Gk_s - 12E) \\
& - \frac{1}{2} l \sin \theta_z \sin \theta_y F_z F_y \cos \theta_z ((IA l^2 + 12) Gk_s - 12E) \\
& - \frac{3}{2} l \sin \theta_y \left(\frac{4}{3} \cos^2 \theta - z G (IA l^2 + 3) k_s \right. \\
& \left. \left. + l^2 G (\sin \theta_z + 1) A k_s (\sin \theta_z - 1) - 4 \cos^2 \theta_z E \right) F_z F_x \cos \theta_y \right\} \quad (6.17)
\end{aligned}$$

Nun lässt sich der 2. Satz von CASTIGLIANO gemäß Gl. (6.12) auf das komplementäre Gesamtpotential in Gl. (6.17) anwenden. Es ergeben sich die zugehörigen Verschiebungskomponenten der jeweiligen Strebe zu:

$$\begin{aligned}
u_x &= \frac{\partial \bar{\Pi}_i}{F_x} = \frac{1}{6} \frac{(2(G(IAl^2 + 3)k_s - 3E) \cos^2 \theta_y \cos^2 \theta_z + \frac{3}{2}Ik_s \sin^2 \theta_z Gl^2 A \cos^2 \theta_y + \frac{3}{2}Ik_s Gl^2 A \sin^2 \theta_y - 2Il^2 Ak_s G + 6E)lF_x}{EAk_s G} \\
&\quad + \frac{1}{12} \frac{\sin \theta_z \cos \theta_y ((IAl^2 + 12)Gk_s - 12E) \cos \theta_z lF_y}{EAk_s G} \\
&\quad + \frac{1}{6} \frac{(-2(G(IAl^2 + 3)k_s - 3E) \sin \theta_y \cos^2 \theta_z - \frac{3}{2}Ik_s (\sin \theta_z - 1)G \sin \theta_y (\sin \theta_z + 1)l^2 A \cos \theta_y)lF_z}{EAk_s G} \\
u_y &= \frac{\partial \bar{\Pi}_i}{F_y} = \frac{1}{12} \frac{\sin \theta_z \cos \theta_y ((IAl^2 + 12)Gk_s - 12E) \cos \theta_z lF_x}{EAk_s G} \\
&\quad + \frac{1}{6} \frac{((- \frac{1}{2}(IAl^2 + 12)Gk_s + 6E) \cos^2 \theta_z + 6k_s G) lF_y}{EAk_s G} \\
&\quad - \frac{1}{12} \frac{\sin \theta_y \sin \theta_z F_z ((IAl^2 + 12)Gk_s - 12E) \cos \theta_z l}{EAk_s G} \\
&\quad + \frac{1}{6} \frac{(-2(G(IAl^2 + 3)k_s - 3E) \sin \theta_y \cos \theta_y \cos^2 \theta_z - \frac{3}{2}Ik_s (\sin \theta_z - 1)G \sin \theta_y (\sin \theta_z + 1)l^2 A \cos \theta_y)lF_x}{EAk_s G} \\
u_z &= \frac{\partial \bar{\Pi}_i}{\partial F_z} = \frac{1}{6} \frac{(-2(G(IAl^2 + 3)k_s - 3E) \sin \theta_y \cos \theta_y \cos^2 \theta_z - \frac{3}{2}Ik_s (\sin \theta_z - 1)G \sin \theta_y (\sin \theta_z + 1)l^2 A \cos \theta_y)lF_x}{EAk_s G} \\
&\quad - \frac{1}{12} \frac{\sin \theta_y \sin \theta_z ((IAl^2 + 12)Gk_s - 12E) \cos \theta_z lF_y}{EAk_s G} \\
&\quad + \frac{1}{6} \frac{((-2(G(IAl^2 + 3)k_s - 3E) \cos^2 \theta_y - \frac{1}{2}G(-12 - 4IAl^2)k_s - 6E) \cos^2 \theta_z + \frac{3}{2}Ik_s Gl^2 A \cos^2 \theta_y + \frac{3}{2}Ik_s G \sin^2 \theta_z l^2 A \sin^2 \theta_y - 2Il^2 Ak_s G + 6E)lF_z}{EAk_s G}
\end{aligned} \tag{6.18}$$

Nachdem nun die Verschiebungskomponenten einer Einzelstrebe nach Abb. 6.9 (rechts) allgemein hergeleitet wurden, muss nun das gesamte (vereinfachte) repräsentative Volumenelement nach Abb. 6.9 (links) daraus assembliert werden, wobei $u_i = u_{i,n}^c$ gilt, da die Streben alle im Punkt 'O' verbunden sind. Damit gilt für die Lastkomponenten

$$f_i^c = \sum_n (f_{j,n}^c) = \left(\sum_n c_{ij,n}^c \right) u_i^c = \left(\sum_n (s_{ij,n}^c)^{-1} \right) u_i^c, \tag{6.19}$$

wobei $c_{ij,n}^c$ und $s_{ij,n}^c$ die Steifigkeits- und Nachgiebigkeitsmatrix der n -ten Einzelstrebe, vgl. Abb. 6.9, darstellen. Zur Berechnung der effektiven Eigenschaften des Systems werden nach dem Hooke'schen Gesetz aus den Verschiebungs- und Lastkomponenten die zugehörigen Verzerrungen und Spannungen ermittelt:

$$(\varepsilon_M)_i = (\varepsilon_M^*)_i = 2 \frac{u_i^c}{a}, \quad (6.20)$$

$$(\sigma_M)_i = (\sigma_M^*)_i = 4 \frac{f_i^c}{a^2}. \quad (6.21)$$

Daraus lässt sich die Verzerrungsenergiedichte infolge der Einheitslast wie folgt angeben:

$$\Pi_M^{RVE}(\sigma_M^*, i) = \frac{1}{2} (\sigma_M)_i (\varepsilon_M)_i = \frac{4}{a^3} u_i^c f_i^c. \quad (6.22)$$

Einsetzen von Gl. (6.20), Gl. (6.21) und Gl. (6.22) in die oben hergeleitete Nachgiebigkeitsmatrix gemäß Gl. (6.10) liefert die folgende Nachgiebigkeitsformulierung:

$$(s_M)_{ij} = \frac{a}{4} (f_i^c f_j^c)^{-1} f_i^c s_{ij}^c f_j^c. \quad (6.23)$$

Unter Verwendung der Einheitslasten ergeben sich die Dehnsteifigkeiten und Querkontraktionszahlen nach

$$E_i^* = \frac{1}{(s_M)_{ii}} = \frac{4}{a s_{ii}^c}, \quad (6.24)$$

$$\nu_{ij}^* = -\frac{s_{ij}^c}{s_{ii}^c}. \quad (6.25)$$

Nach Herleitung der axialen effektiven Eigenschaften ist anzumerken, dass die effektiven Schubeigenschaften analog hergeleitet wurden, wobei für die Schubverzerrungen $(\varepsilon_M)_i$ und Schubspannungen $(\sigma_M)_i$ mit $i = 4, 5, 6$ folgende Formulierungen angenommen wurden:

$$(\varepsilon_M)_{4,6} = (\varepsilon_M^*)_{4,6} = \arctan\left(\frac{2u_1^c}{a}\right) + \arctan\left(\frac{2u_2^c}{a}\right), \quad (6.26)$$

$$(\sigma_M)_{4,6} = (\sigma_M^*)_{4,6} = 4 \frac{f_1^c}{a^2}, \quad (6.27)$$

$$(\varepsilon_M)_5 = (\varepsilon_M^*)_5 = \arctan\left(\frac{2u_1^c}{a}\right) + \arctan\left(\frac{2u_3^c}{a}\right), \quad (6.28)$$

$$(\sigma_M)_5 = (\sigma_M^*)_5 = 4 \frac{f_1^c}{a^2}. \quad (6.29)$$

Daraus ergeben sich die entsprechenden Schubsteifigkeiten G_{12}^* , G_{23}^* und G_{13}^* wie folgt:

$$G_{12,23}^* = \arctan\left(\frac{2}{as_{11}^c}\right) + \arctan\left(\frac{2}{as_{22}^c}\right), \quad (6.30)$$

$$G_{13}^* = \arctan\left(\frac{2}{as_{11}^c}\right) + \arctan\left(\frac{2}{as_{33}^c}\right). \quad (6.31)$$

Versagensverhalten

Die maximal ertragbare Spannung für Gitterstrukturen wird von Rehme [44] unterteilt in eine sogenannte Plastifizierung σ_{yield}^* und das Beulen σ_{buckle}^* :

$$R_{max}^* = \left\{ \sigma_{buckle}^*, |\sigma_{buckle}^*| \leq |\sigma_{yield}^*| \right\}. \quad (6.32)$$

Bei einem Balken ergibt sich die Normalspannungsverteilung $\sigma_{xx,s}$ infolge der aufgebrachten Last F als Funktion der Normalkraft und der Biegemomente N_x , M_y und M_z . Darüber hinaus ergeben sich aus den Querkraften V_y und V_z die Schubspannungen $\tau_{xy,s}$ und $\tau_{zx,s}$ (beispielsweise nach [158]). Es folgt:

$$\begin{aligned} \sigma_{x,s}(x, y, z, F) &= \frac{N_x}{A} + \frac{M_{zz}y}{I_{zz}} + \frac{M_{yy}z}{I_{yy}}, \\ \sigma_{y,s} &= \sigma_{z,s} = 0, \\ \tau_{xy,s}(y, z, F) &= \frac{64V_y(\frac{d^2}{4} - y^2)}{3\pi d^4}, \\ \tau_{zx,s}(y, z, F) &= \frac{64V_z(\frac{d^2}{4} - z^2)}{3\pi d^4}, \\ \tau_{yz,s} &= 0. \end{aligned} \quad (6.33)$$

oder in einer Matrix zusammengefasst:

$$\sigma_{ij,s} = \begin{bmatrix} \sigma_x(x, y, z, F) & \tau_{xy}(y, z, F) & \tau_{xz}(y, z, F) \\ \tau_{yx}(y, z, F) & 0 & 0 \\ \tau_{zx}(y, z, F) & 0 & 0 \end{bmatrix}. \quad (6.34)$$

Mit Abb. 6.7 und Abb. 6.8 wurden bereits die Koordinatensysteme eingeführt, die eine Transformation der Spannungsmatrix vom Streben-Koordinatensystem in das Material-Koordinatensystem erforderlich machen. Die zugehörigen Transformationsmatrizen sind in Anhang E abgebildet und es ergibt sich in Indexschreibweise

$$\sigma_{ij,m}(x, y, z, F) = (t_{mp})_{ik}(t_{pc})_{kl}(t_{cs})_{lm}\sigma_{mj,s}(x, y, z, F). \quad (6.35)$$

Zur Berücksichtigung des anisotropen Materialverhaltens wurde ein von Hill [159] vorgestelltes generalisiertes Fließkriterium verwendet

$$C_a(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + C_b(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + C_c(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + 2C_d\sigma_{23}^2 + 2C_e\sigma_{31}^2 + 2C_f\sigma_{12}^2 = 1, \quad (6.36)$$

mit

$$C_a = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{2T}^2} + \frac{1}{\sigma_{3T}^2} - \frac{1}{\sigma_{1T}^2} \right), C_b = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{3T}^2} + \frac{1}{\sigma_{1T}^2} - \frac{1}{\sigma_{2T}^2} \right), \\ C_c = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{1T}^2} + \frac{1}{\sigma_{2T}^2} - \frac{1}{\sigma_{3T}^2} \right), C_d = \frac{1}{2(\tau_{23}^S)^2}, C_e = \frac{1}{2(\tau_{31}^S)^2}, C_f = \frac{1}{2(\tau_{12}^S)^2} \quad (6.37)$$

Darin sind die Größen C_a bis C_f die Koeffizienten des Fließkriteriums, die von den Festigkeiten unter axialem Zug σ_{1T} , σ_{2T} und σ_{3T} sowie Schub τ_{23} , τ_{13} und τ_{12} abhängen. Einsetzen von Gl. (6.35) ergibt die Beanspruchung des Materials

$$FS(x, y, z, F) = C_a(\sigma_{11,m} - \sigma_{22,m})^2 + C_b(\sigma_{22,m} - \sigma_{33,m})^2 + C_c(\sigma_{11,m} - \sigma_{33,m})^2 \\ + 2C_d\sigma_{23,m}^2 + 2C_e\sigma_{31,m}^2 + 2C_f\sigma_{12,m}^2 = 1. \quad (6.38)$$

Dabei wirkt FS als Sicherheitsfaktor und solange die Beanspruchung kleiner als eins ist, befindet sich das Material im elastischen Bereich. Als Konsequenz des 2. Satzes von Castigliano, vgl. Gl. (6.12), und den Bedingungen, dass alle Lasten im Punkt 'O' angreifen und die Streben in diesem Punkt dieselbe Verschiebung nach $u_i^c = u_{i,n}^c$ aufweisen, ergibt sich das lineare Gleichungssystem:

$$\begin{bmatrix} s_{ij,1} & -s_{ij,2} & 0 & 0 \\ s_{ij,1} & 0 & -s_{ij,3} & 0 \\ s_{ij,1} & 0 & 0 & -s_{ij,4} \\ 0 & s_{ij,2} & 0 & -s_{ij,4} \end{bmatrix}_c \begin{bmatrix} f_{j,1} \\ f_{j,2} \\ f_{j,3} \\ f_{j,4} \end{bmatrix}_c = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_c \quad (6.39)$$

Hier sind alle Schnittlasten linear abhängig von der aufgebrachten Kraft F , sodass sich aus dem Versagenskriterium nach Gl. (6.38) folgern lässt:

$$F(x, y, z) = \sqrt{\frac{1}{FS(x, y, z, F = 1)}} \quad (6.40)$$

Nun sind die Koordinaten zu identifizieren, unter denen $F(x, y, z)$ extremal wird. Da das Biegemoment in der Strebe linear verläuft und im Punkt 'O' die Verdrehungsrandbedingung gesperrt ist (s. Abb. 6.9), ergibt sich der Punkt der

höchsten Spannung bei $x = 0$. Die übrigen Koordinaten können aus Gl. (6.40) analytisch nicht ermittelt werden. Daher wurden diese numerisch mit Matlab ausgewertet. Unter Einsetzen dieser Formulierung in Gl. (6.21) erhält man:

$$\sigma_{yield} = \frac{4\{F(x, y, z)\}_{min}}{a^2}. \quad (6.41)$$

Für die Ermittlung der Beulspannung sind nach Anhang E zwei Fälle zu unterscheiden. Im ersten sind alle Translations- und Rotationsfreiheitsgrade gesperrt (engl. *fixed*, Index f) und im zweiten sind die Translationsfreiheitsgrade gesperrt und die Rotationsfreiheitsgrade frei (eng. *pinned*, Index p). Man erhält somit aus [158]:

$$\begin{aligned} \sigma_{buckle,ff} &= \frac{16\pi EI}{a^2 l^2} \\ \sigma_{buckle,fp} &= \frac{8.184\pi^2 EI}{a^2 l^2} \end{aligned} \quad (6.42)$$

Rehme [44] berücksichtigte hier die Schubdeformation für dickere Streben, indem er eine neue Formulierung unter Berücksichtigung des Schubkorrekturfaktors für Rundquerschnitte von $K = 1.11$ einführte. In den nachfolgenden Betrachtungen wird von hohen Schlankheitsgraden bei den Gitterstrukturen ausgegangen und der Einfluss der Schubdeformation in erster Näherung vernachlässigt.

6.1.3. Numerische Verifikation und Literaturvergleich

In einem nächsten Schritt wurden die analytischen Ergebnisse auf ihre Plausibilität geprüft, indem sie numerisch verifiziert und mit bereits durchgeführten Untersuchungen aus der Literatur verglichen wurden. Dazu wurden von Rehme [44] die strebenbasierten Gitterstruktur-Typen f2ccz, fcc und f2bccz experimentell für den Werkstoff 316L untersucht. Merkt [100] untersuchte unter anderem eine f2ccz Struktur aus 316L. Es wurde je eine Finite-Elemente-Analyse (FEA) mithilfe von Balken- und Kontinuumselementen in ABAQUS durchgeführt, wobei hier zunächst eine entsprechende Modellierung der repräsentativen Volumenelemente erforderlich war.

- **Balken-FEA:** Da die Balken der Gitterstrukturen in einem dreidimensionalen Raum angeordnet sind, wurden gemäß des Nutzerhandbuches Elemente vom Typ B32 verwendet und mit denselben Randbedingungen wie in der

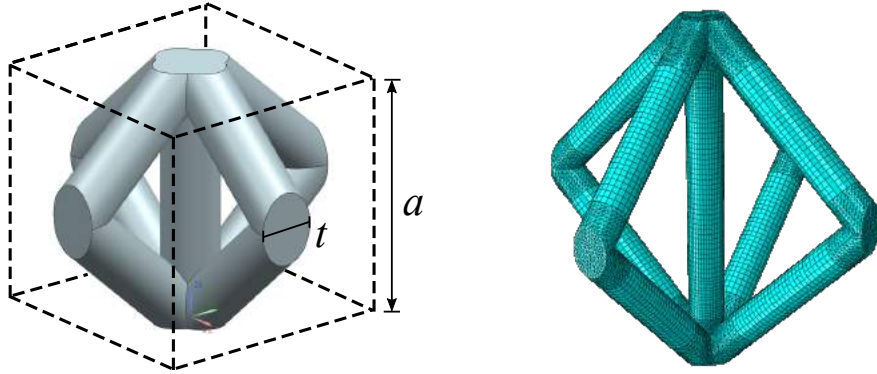


Abbildung 6.10.: RVE für Kontinuums-FEA (links) und zugehörige Vernetzung (rechts).

Analytik versehen. Außerdem wurden Streben, die nur anteilig im RVE enthalten sind, identisch zur zugrundeliegenden Analytik, mit einem entsprechenden Reduktionsfaktor multipliziert. Für die Ermittlung der effektiven Eigenschaften wurden in der FEA die Einheitslasten als konzentrierte Kräfte aufgebracht und die Verschiebung des zugehörigen RVE ausgegeben. Diese wurden dann in die zuvor hergeleiteten analytischen Effekteigenschaften wie folgt implementiert:

$$\begin{aligned}
 E_2^* &= \frac{2}{a} \frac{F}{(u_{2,max})_{F_y}}, \\
 E_{1,3}^* &= \frac{2}{a} \frac{F}{(u_{1,max})_{F_x}}, \\
 \nu_{21,23}^* &= - \left(\frac{(u_{1,3},max)}{u_{2,max}} \right)_{F_y}, \\
 \nu_{12,32}^* &= - \left(\frac{u_{2,max}}{u_{1,max}} \right)_{F_x}, \\
 \nu_{13,31}^* &= - \left(\frac{u_{3,max}}{u_{1,max}} \right)_{F_x}, \\
 G_{12,23}^* &= \frac{4F}{a^2} \left[\arctan \left(\frac{(u_{1,max})_{F_{xy}}}{a} \right) + \arctan \left(\frac{(u_{2,max})_{F_{xy}}}{a} \right) \right]^{-1}, \\
 G_{13}^* &= \frac{4F}{a^2} \left[\arctan \left(\frac{(u_{1,max})_{F_{xz}}}{a} \right) + \arctan \left(\frac{(u_{3,max})_{F_{xz}}}{a} \right) \right]^{-1}. \quad (6.43)
 \end{aligned}$$

- **Kontinuums-FEA:** Da bei Kontinuums-Elementen eine Reduktion des RVE nicht möglich ist, wurde ein abweichendes RVE nach Abb. 6.10 (links) genutzt. Da für die Vernetzung Hexaeder-Elemente zu bevorzugen sind

und dies in den Knotenbereichen des RVE nicht möglich ist, wurden hier Tetraeder-Elemente verwendet, vgl. Abb. 6.10 (rechts). Eine Konvergenzanalyse offenbarte eine Spannungssingularität in den Knotenbereichen, sodass eine Netzgröße von 0.03 mm verwendet wurde, bei welcher noch keine Spannungsdivergenz vorhanden war. Aufgrund des abweichenden RVE wurden abweichende effektive Spannungen ermittelt, in die die Verschiebungs- und Lastkomponenten der FEA eingesetzt wurden:

$$\begin{aligned}
 E_2^* &= \frac{1}{a} \frac{F}{(u_{2,max})_{Fy}}, \\
 E_{1,3}^* &= \frac{1}{a} \frac{F}{2(u_{1,max})_{Fx}}, \\
 \nu_{21,23}^* &= - \left(\frac{2u_{(1,3),max}}{u_{2,max}} \right)_{Fy}, \\
 \nu_{12,32}^* &= - \left(\frac{u_{2,max}}{2u_{1,max}} \right)_{Fx}, \\
 \nu_{13,31}^* &= - \left(\frac{u_{3,max}}{u_{1,max}} \right)_{Fx}, \\
 G_{12,23}^* &= \frac{F}{a^2} \left[\arctan \left(\frac{2(u_{1,max})_{Fxy}}{a} \right) \right]^{-1}, \\
 G_{13}^* &= \frac{F}{a^2} \left[\arctan \left(\frac{2(u_{1,max})_{Fxz}}{a} \right) \right]^{-1}. \tag{6.44}
 \end{aligned}$$

Effektive elastische Eigenschaften

Abb. 6.11 zeigt die Steifigkeit E_2^* einer streckdominierten f2ccz-Gitterstruktur als Funktion des Aspektverhältnisses und der relativen Dichte. Dabei ist zu erkennen, dass die Analytik für höhere relative Dichten die Steifigkeit unterschätzt. Im Vergleich zu den Experimenten von Merkt [71] wird jedoch deutlich, dass diese durch Fertigungseinflüsse ebenfalls geringere Steifigkeiten aufweisen, sodass die Analytik grundsätzlich bis zu einer relativen Dichte ρ^*/ρ_S von etwa 25 % bzw. einem Aspektverhältnis a/t von 3.8 die Literaturwerte für den Werkstoff 316L hinreichend genau abbilden können. Im Vergleich mit den Experimenten von Rehme [44] am Werkstoff 316L für fcc-, f2ccz- und f2bccz-Gitterstrukturen mit einem Strebendurchmesser von 500 μm zeigt sich ebenfalls eine gute Übereinstimmung mit der hergeleiteten Analytik, siehe Abb. 6.12. Im Experiment wurde der Strebendurchmesser konstant gehalten und die Zellweite variiert. Damit wird der Einfluss von fertigungsinduzierten Querschnittsänderungen größer und wirkt sich entsprechend negativ auf die Steifigkeit aus. Bei höheren relativen Dichten

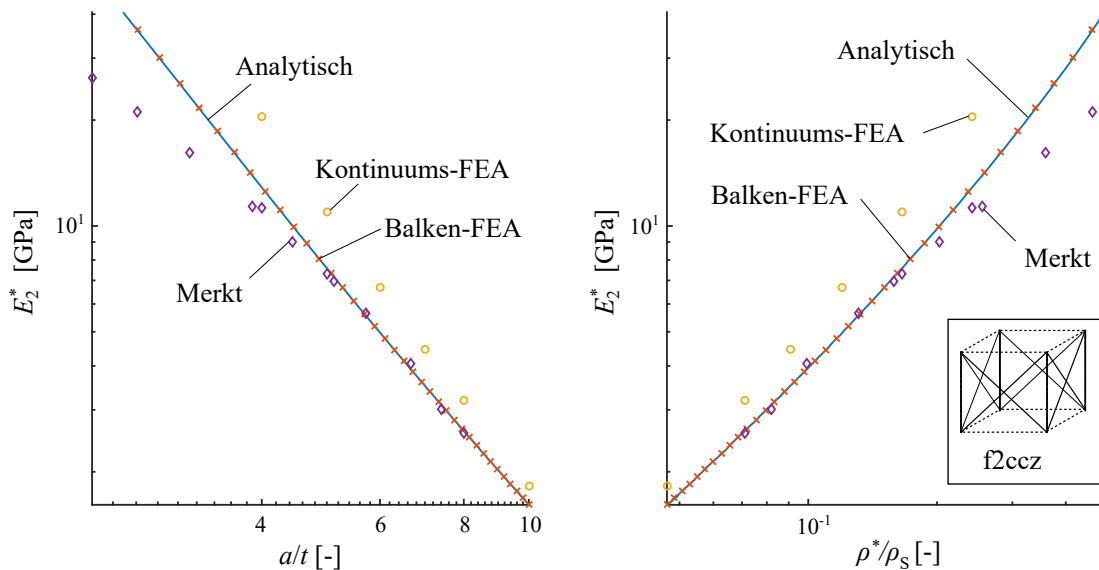


Abbildung 6.11.: Vergleich der geschlossen-analytischen Modellbildung mit numerischen und Literaturwerten [100] für eine f2ccz-Gitterstruktur.

unterschätzt die Analytik tendenziell die experimentellen Ergebnisse. Hier ist der zunehmende Einfluss des Knotens zu erwarten, der auf die Gesamtstruktur versteifend wirkt.

Versagensverhalten

Bei der Zugfestigkeit zeigt sich qualitativ dasselbe Verhalten wie bei der zuvor gezeigten Steifigkeit. Hier wird in Abb. 6.13 die Analytik wiederum mit Untersuchungen von Rehme [44] verglichen. Charakteristisch ist hier ebenfalls, dass für geringe relative Dichten die Festigkeit von der analytischen Modellbildung überschätzt werden, während hohe relative Dichten tendenziell über höhere Festigkeiten verfügen, als dies von der Analytik vorhergesagt wird.

6.1.4. Parameterstudie

Zuvor wurde die analytische Methode verifiziert und mit bereits durchgeführten Literaturstudien [44, 71] verglichen, sowie die Grenzen der Anwendbarkeit der Analytik aufgezeigt. Hier sollen ausgewählte Parameterstudien für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Gitterstrukturen gezeigt werden. Dabei ist für den Konstrukteur im Zuge der fertigungsgetriebenen Gestaltung additiv gefertigter Gitterstrukturen neben der relativen Dichte auch das Aspektverhältnis als einfache handhabbare Größe in der Auslegung von Bedeutung. Aus diesem Grund werden

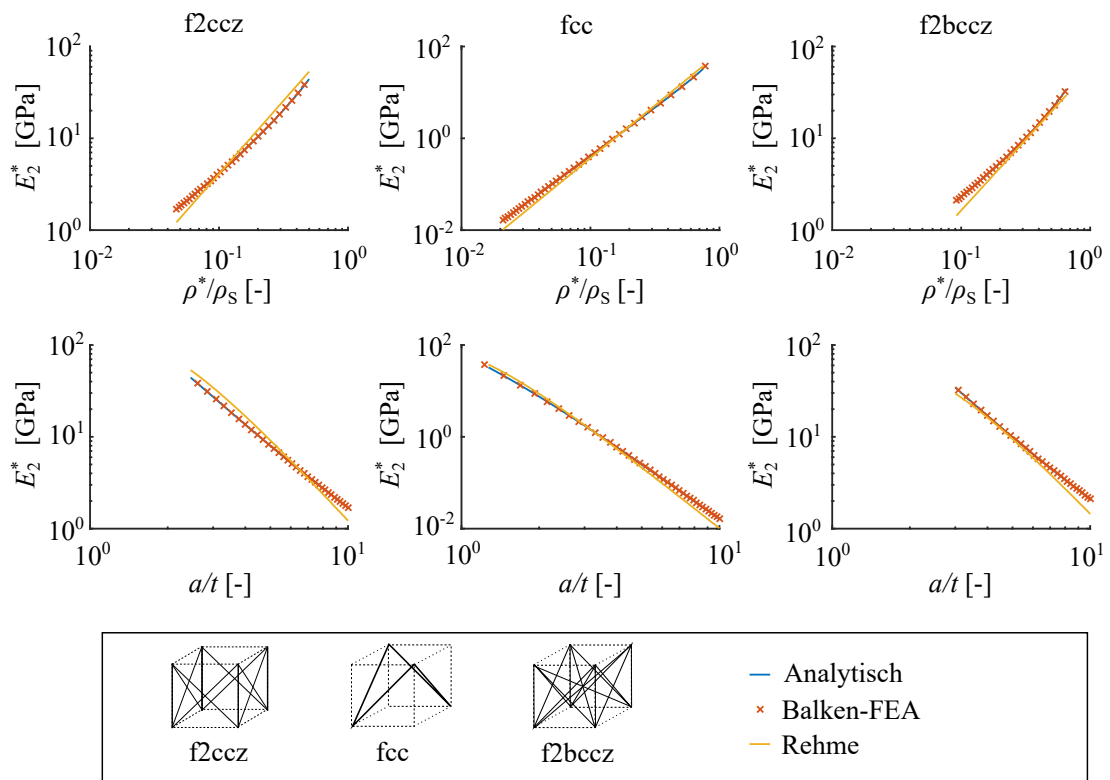


Abbildung 6.12.: Vergleich der geschlossen-analytischen Modellbildung für die Steifigkeit E_2^* mit numerischen und Literaturwerten [44] für eine fcc-, f2ccz- sowie f2bccz-Gitterstruktur.

nachfolgend die effektiven Eigenschaften sowohl als Funktion der relativen Dichte als auch des Aspektverhältnisses gezeigt. Die Parameterstudien sind in Abb. 6.14 bis Abb. 6.18 dargestellt und zeigen deutlich, dass der Konstrukteur sehr stark vom Lastfall abhängig machen sollte, welche Gitterstruktur applikationsspezifisch auszuwählen ist.

Bezüglich der in Abb. 6.14 dargestellten Elastizitätsmoduln zeigt sich, dass insbesondere die vertikale z -Strebe zu einem deutlichen Steifigkeitssprung führt und dass flächenzentrierte Gitterstrukturen gegenüber raumzentrierten für diese Lastfälle zu bevorzugen sind. Diese besitzen bei gleicher relativer Dichte deutlich höhere Steifigkeiten und damit eine vorteilhaftere spezifische Steifigkeit. Somit wird beispielsweise bei einer relativen Dichte von 3 % mit einer fccz-Gitterstruktur eine um den Faktor 50 höhere Steifigkeit gegenüber einer fcc-Gitterstruktur erreicht.

Die Schubmoduln sind in Abb. 6.15 gezeigt. Die Schubmoduln G_{12}^* und G_{23}^* liefern für alle Gitterstrukturen dieselbe Größenordnung, allerdings weisen die

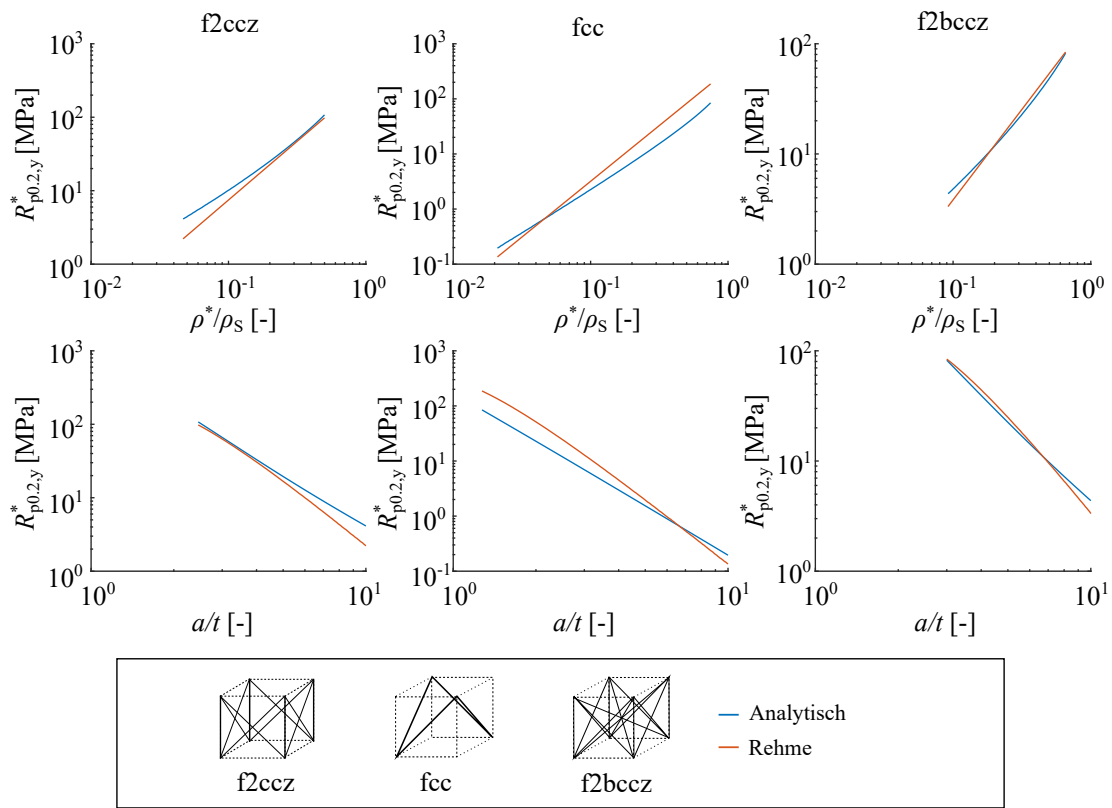


Abbildung 6.13.: Vergleich der analytischen Methode für die Streckgrenze $R_{p0.2}$ mit Literaturwerten [44] für eine fcc-, f2ccz- sowie f2bcc-Gitterstruktur.

flächenzentrierten Gitterstrukturen höhere Schubsteifigkeiten als die raumzentrierten auf. Dies hängt damit zusammen, dass die flächenzentrierten Streben beim vorliegenden Lastfall hauptsächlich axial belastet werden und dementsprechend geringere Deformationen und höhere Steifigkeiten aufweisen, als die eher biegedominierten raumzentrierten Gitterstrukturen. Beim Schubmodul G_{13}^* wiederum sind die raumzentrierten Gitterstrukturen um zwei Zehnerpotenzen steifer als die flächenzentrierten. Hier ist der axiale Lastanteil in den raumzentrierten Gitterstrukturen höher, was zu höherer Schubsteifigkeit in der 13-Ebene führt. Hier würden insbesondere x - und y -Strebenanteile in der Gitterstruktur Sinn machen, wie beispielsweise von Mazur et al. [25] vorgestellt. Horizontale Streben sind im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen jedoch nur sehr eingeschränkt realisierbar. Entsprechend werden sie in der verfügbaren Literatur kaum untersucht und hier nicht weiter betrachtet.

Die Streckgrenze in Baurichtung $R_{p0.2,y}^*$ liegt, wie Abb. 6.16 zeigt, bei Gitterstrukturen mit vertikalen Streben deutlich höher. Dies entspricht den Erwartungen, da diese Gitter dehnungsdominiert sind und gegenüber biegedominierten

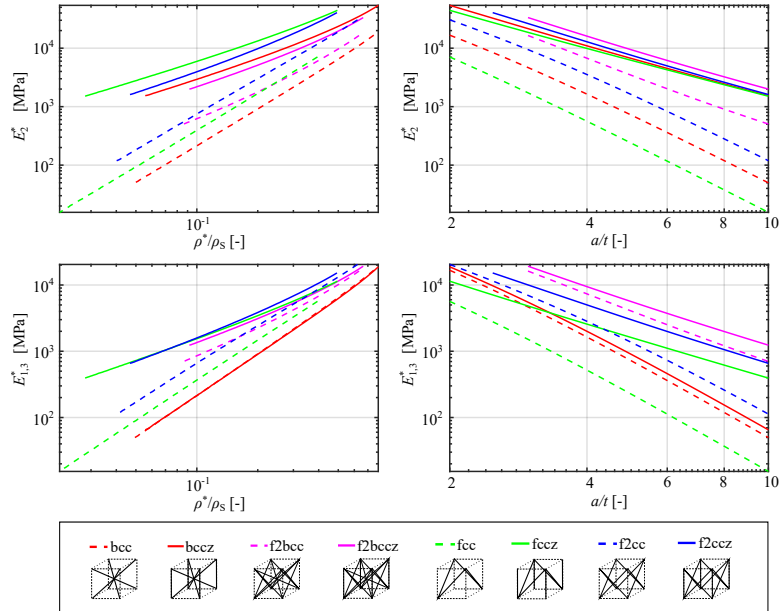


Abbildung 6.14.: Parameterstudie zu den effektiven Elastizitätsmoduln.

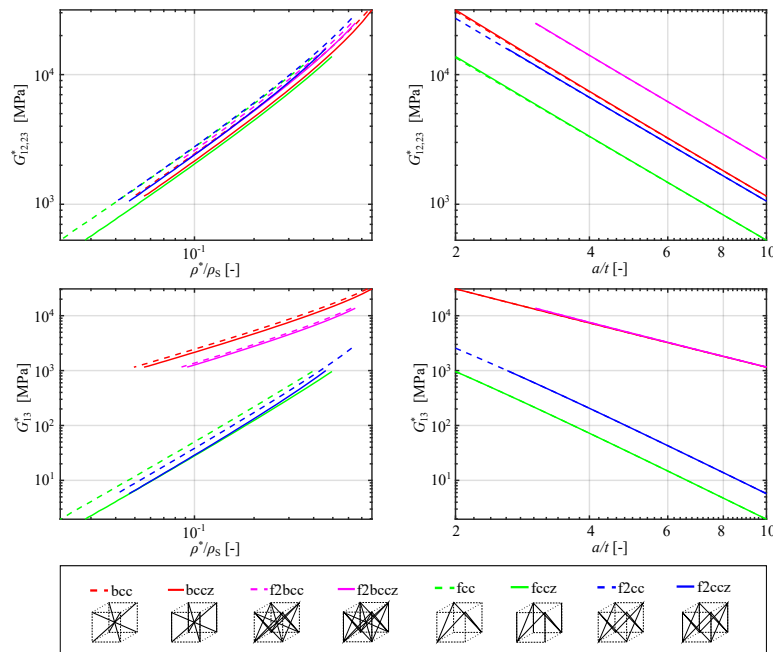


Abbildung 6.15.: Parameterstudie zu den effektiven Schubmoduln.

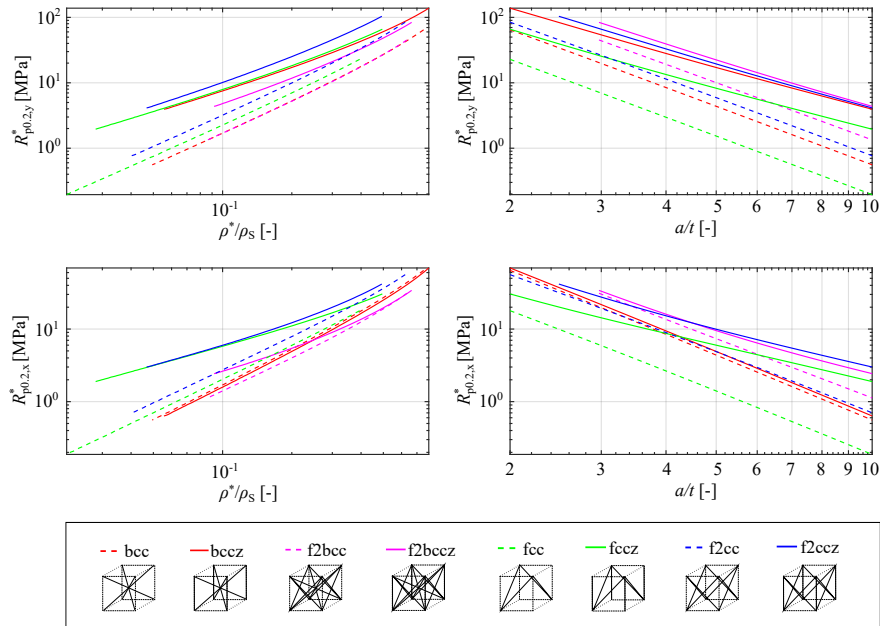


Abbildung 6.16.: Parameterstudie zu den effektiven Streckgrenzen unter axialer Belastung.

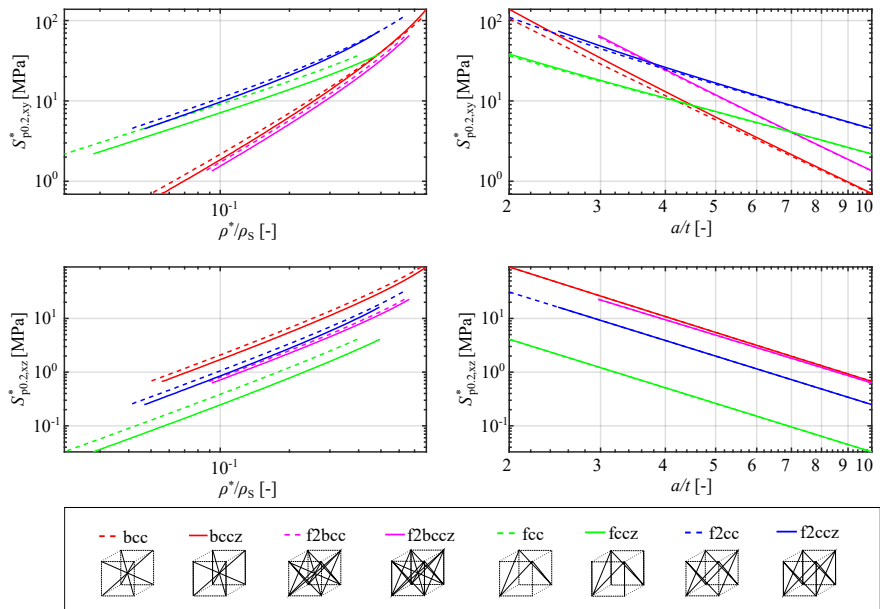


Abbildung 6.17.: Parameterstudie zu den effektiven Streckgrenze unter Schubbelastung.

Gitterstrukturen höhere Festigkeiten aufweisen. Die Dehngrenze in lateraler Richtung $R_{p0.2,x}$ ist bei fccz- und f2ccz-Gitterstrukturen deutlich höher als bei den anderen Strukturen. Beispielsweise hat hier die z -Strebe der bccz-Gitterstruktur kaum einen Einfluss auf die Festigkeit, da der Lastanteil fast ausschließlich über die raumzentrierten Strebenanteile abgetragen wird. Auch hier würden Strebenanteile in x - und y -Richtung die Festigkeit erhöhen, was jedoch bedingt durch die fertigungstechnisch eingeschränkte Realisierbarkeit auch hier nicht weiter betrachtet wird. Die Schubfestigkeiten sind in Abb. 6.17 abgebildet. Bei der Schubfestigkeit $S_{0.2,xy}^*$ zeigten die flächenzentrierten Gitterstrukturen ebenfalls verbesserte Festigkeitswerte, da die Last über die flächenzentrierten Streben größtenteils axial abgetragen wird, sodass sich auch hier bessere Festigkeiten ergeben. Bei der Schubfestigkeit $S_{0.2,xz}$ schneiden die raumzentrierten Gitterstrukturen besser ab, da die z -Streben hier keine Lastanteile tragen und somit zum Gewicht, nicht aber zur Schubfestigkeit beitragen. Auch hier würden x - und y -Streben die Schubfestigkeiten der flächenzentrierten Gitterstrukturen deutlich steigern.

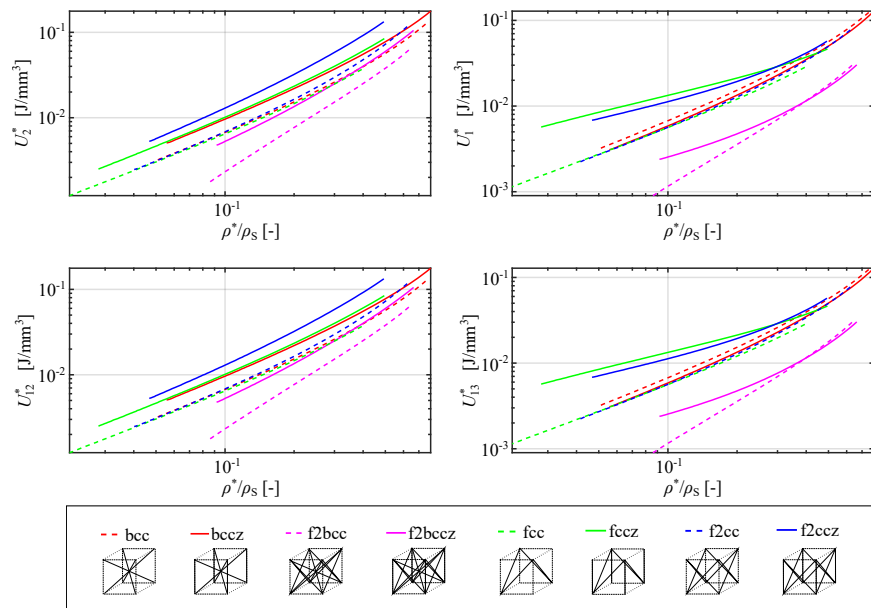


Abbildung 6.18.: Parameterstudien zu den Verzerrungsenergiedichten im linear-elastischen Bereich.

Abschließend wird noch die Verzerrungsenergiedichte im linear elastischen Bereich betrachtet. Sofern Anwender hohe Energieaufnahmen ohne plastische Deformation benötigen, lassen sich die benötigten Werte aus 6.18 ablesen. Anschaulich stellt diese im Spannungs-Dehnungs-Diagramm die Fläche unter der Kurve bis zur Dehngrenze dar. Diese lässt sich bei vollständig reversibler Deformation graphisch direkt über $U_{ij}^* = \frac{1}{2} R_{p0.2,ij} \varepsilon_{R_{p0.2,ij}}$ ermitteln. Die zugehörige

Dehnung lässt sich über das Hooke'sche Gesetz $E_{ij} = R_{p0.2,ij} / \varepsilon_{R_{p0.2,ij}}$ bestimmen. Die Verzerrungsenergiedichte lässt sich daraus direkt mit

$$U_{ij}^* = \frac{1}{2} \frac{(R_{p0.2,ij}^*)^2}{E_{ij}^*} \quad (6.45)$$

angeben. Hier zeigen die flächenzentrierten Gitterstrukturen mit vertikaler Strebe über alle betrachteten Belastungsfälle die höchsten Energieaufnahmen.

Es lässt sich zusammenfassen, dass flächenzentrierte Strukturen und insbesondere die f2ccz-Gitterstruktur im Gesamtvergleich die besten mechanischen Eigenschaften gegenüber allen anderen Gitterstrukturen aufweisen. Dennoch ist anzumerken, dass der Anwender bei der Gestaltung von Gitterstrukturen stets den anvisierten Lastfall im Blick haben und die zu verwendende Gitterstruktur dementsprechend auswählen sollte, da einzelfallabhängig andere Gitterstruktur-Typen vorteilhaft sein können. Damit konnten bislang durchgeführte Untersuchungen von Rehme [44] und Merkt [71] bestätigt werden, die ebenfalls die f2ccz-Gitterstruktur im Gesamtvergleich als beste Gitterstruktur bewerteten. Dies gilt nach den Autoren auch mit Blick auf wirtschaftliche Faktoren, wie Fertigungszeit und Materialverbrauch [44, 71].

6.2. Experimentelle Untersuchungen

6.2.1. Versuchsbedingungen

Zur Bewertung und Diskussion der theoretischen Betrachtungen zu Gitterstrukturen wurden nachfolgend mit der Legierung AlSi10Mg die f2ccz-Gitterstruktur für verschiedene Prozessparameter gefertigt und weiterführend untersucht. Dazu gehörten Archimedische Dichtemessungen zur Ermittlung der relativen Dichte und der Werkstoffdichte sowie Druckversuche zur Ermittlung der Steifigkeit und des elasto-plastischen Verhaltens. Dabei wurde sich auf die Eigenschaften der Struktur in z -Richtung beschränkt. Die Fertigung der Probekörper erfolge bei einem CAD-Strebendurchmesser von $d_h = 100 \mu\text{m}$ und einer Zellweite $a = 2 \text{ mm}$. Unterschiedliche Aspektverhältnisse wurden durch Variation des Energieeintrages erzielt, vgl. Kapitel 4 „Schmelzbadcharakterisierung“. Die Schichtdicke wurde konstant bei $30 \mu\text{m}$ gehalten, die Plattformtemperatur bei 60°C und der Fokusbereich bei $80 \mu\text{m}$. Die Dichtemessungen erfolgten gemäß der VDI Richtlinie 3405 Blatt 2 [56] und die Druckversuche nach der bestehenden Norm zur Druckprüfung metallischer zellulärer Werkstoffe DIN 50134 [155].

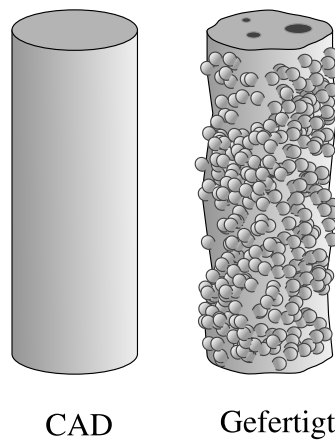


Abbildung 6.19.: Fertigungseinflüsse beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen dünnwandiger Gitterstrukturen.

6.2.2. Fertigungseinflüsse auf die Bauteilqualität

Zunächst ist festzustellen, dass die Prozessführung einen hohen Einfluss auf die Qualität und Eigenschaften dünnwandiger strebenbasierter Gitterstrukturen besitzt. Während in Kapitel 4 „Schmelzbadcharakterisierung“ der Prozesseinfluss auf den Strebendurchmesser verdeutlicht wurde, sind in der Fertigung weitere Phänomene, wie Poren, Partikelanhaftungen, Maßabweichungen oder diskontinuierlichen Strebenverläufen, festzustellen, vgl. Abb. 6.19. Es lässt sich mit Abb. 6.20 festhalten, dass es bei Laserleistungen $P > 300 \text{ W}$ zu starken Überhitzungen kommt, die oberflächlich zu hoher Partikelanhaftung, insbesondere im Downskin-Bereich, führen. Bei geringen Laserleistungen $P < 200 \text{ W}$ ist eine zunehmende Schmelzbahninstabilität bzw. Plateau-Rayleigh-Instabilität festzustellen, die zu unregelmäßigen Streben und starken Einschnürungen an den Knoten führt. Die Abbildung verdeutlicht ebenfalls die nur eingeschränkte Verwendbarkeit des Energieeintrags, der ebenfalls von Bertoli et al. [46] festgestellt wurde. Die fertigungsbedingten Einflüsse, die im Rahmen von Voruntersuchungen beobachtet werden konnten, sind:

- **Formabweichungen:** Starke Querschnittsänderungen an den Knoten führen zu veränderten thermischen Dehnungen im Bauprozess, woraus Formabweichungen in den Streben entstehen können, vgl. Abb. 6.21a. Vergleichbare Formabweichungen wurden von Liu et al. [83] für Standardparameter bei strebenbasierten Gitterstrukturen beobachtet, wobei der Effekt bei horizontalen Streben durch Gravitationseffekte besonders ausgeprägt war. Grundsätzlich können Formabweichungen als Vordeformationen ein dehnungsdominiert ausgelegtes Gitter in ein schwächeres biegedominiertes

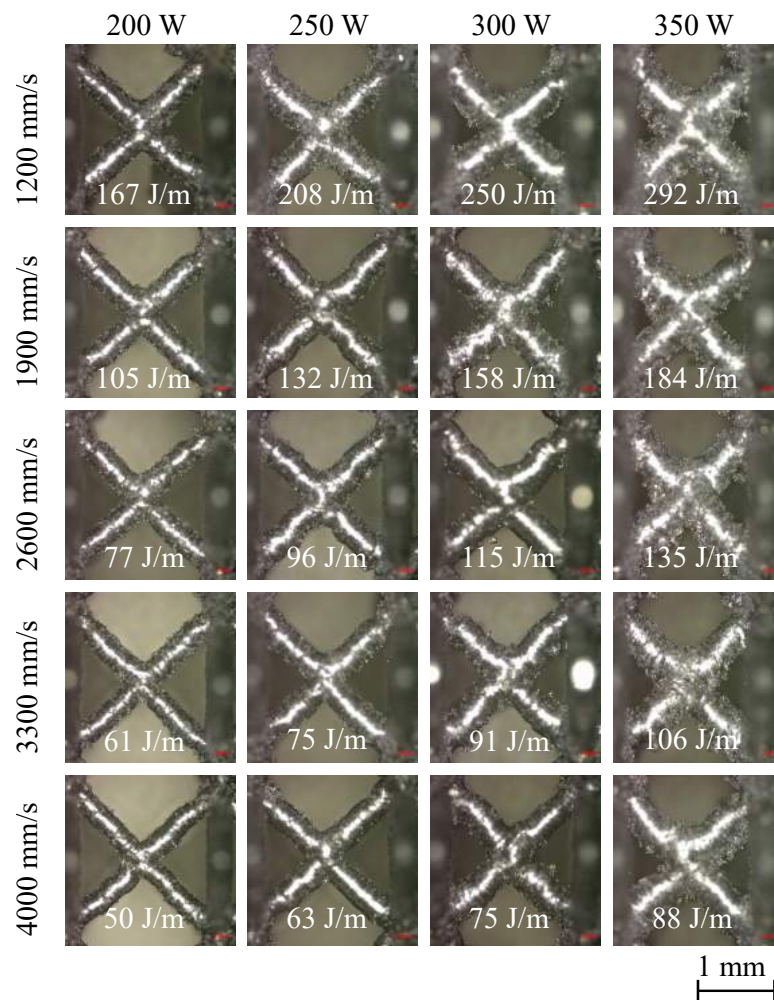


Abbildung 6.20.: Einfluss der Linienenergie auf die Oberflächenqualität von f2ccz-Gitterstrukturen.

Gitter verwandeln.

- **Plastisch deformierte Streben:** Insbesondere bei Aspektverhältnissen > 10 wurde beobachtet, dass einzelne Streben sich infolge des thermischen Verzugs deformieren und vom Beschichter mitgerissen wurden, sodass einzelne Streben im Gitter unterbrochen waren, vgl. Abb. 6.21b.
- **Knoteneinschnürungen:** In den Knotenpunkten wurde dieselbe Linienenergie wie in den Streben verwendet. Die Fusion mehrerer Streben führte zu einer Verringerung des flächenspezifischen Energieeintrags, der sich in einer Einschnürung in den Knotenbereichen äußerte. Diese ist in Abb. 6.21c exemplarisch abgebildet.

- **Fragmentanhaftung:** Bei niedrigen Laserleistungen im Bereich von 200 W wurde verstärkt die Bildung von sphärischen Fragmenten in den Knoten beobachtet, was in Abb. 6.21d gezeigt ist. Hier wird vermutet, dass eine Zunahme der Plateau-Rayleigh-Instabilität bei geringen Laserleistungen zu einer sphärischen Kugel führt, die die Schichtdicke übersteigt und in der nächsten Schicht vom Beschichter mitgerissen und wieder angeschmolzen wird.
- **Treppenstufeneffekt:** Bekanntermaßen wird beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen der unerwünschte Treppenstufeneffekt durch die Schichtdicke, den Partikeldurchmesser und die Schmelzbaddiefe definiert [58]. In Voruntersuchungen konnte gezeigt werden, dass bei dünnwandigen Gitterstrukturen der vom Energieeintrag abhängige Strebendurchmesser ebenfalls eine Rolle spielt. Bei einer angenommenen Schichtdicke l_s lässt sich nach Abb. 6.22a die Größe Δd als Maß für den Treppenstufeneffekt angeben. Zur Steigerung der Festigkeit ist wünschenswert, dass dieser gegen null geht, wobei sich aus geometrischen Betrachtungen ein theoretischer Wert von $21 \mu\text{m}$ ergibt. Abb. 6.22b zeigt jedoch, dass bei einem Strebendurchmesser von $287 \mu\text{m}$ der Treppenstufeneffekt im Mittel verschwindet.

6.2.3. Relative Dichte

Zur Ermittlung der relativen Dichte wurden Probekörper mit den Strebendurchmessern $287, 352$ und $384 \mu\text{m}$ hergestellt, indem bei einer Konturbelichtung mit einem CAD-Strebendurchmesser von $d_h = 100 \mu\text{m}$ und einer jeweiligen Linienenergie von $61, 126$ und 208 J m^{-1} gefertigt wurde. Zur Messung wurden die Aspektverhältnisse $a/d = 4, 6, 8, 10$ durch Variation der Zellweite beim jeweiligen Energieeintrag gefertigt. Die relative Dichte ergibt sich als Verhältnis zwischen Strebenvolumen V_S und Hüllvolumen V^* des Probekörpers. Das Strebenvolumen lässt sich nach dem Prinzip von Archimedes über die Bestimmungsformel

$$V_S = \frac{m_L - m_W}{\rho_W} \quad (6.46)$$

herleiten, wobei m_L, m_W und ρ_W die Masse des Probekörpers in Luft, die Masse des Probekörpers in Wasser sowie die Dichte des Wassers sind. Daraus lässt sich die relative Dichte $\rho^*/\rho_S = V_S/V^*$ ermitteln. Die Ergebnisse sind in Abb. 6.23 abgebildet, wobei Abb. 6.23a die Mittelwerte aller Experimente des jeweils untersuchten Aspektverhältnisses zusammenfasst. Es zeigt sich, dass die Approximation, in der die Überlappung der Streben vernachlässigt wurde, die experimentellen Untersuchungen überschätzt und insbesondere bei hohen relativen Dichten zu größeren Abweichungen führt. Bei einem Aspektverhältnis

$a/t = 4$ liegt die Abweichung zwischen Approximation ohne Berücksichtigung der Strebenüberlappung und dem Experiment bei 37.5 %. Dies kann bei der Auslegung fatale Konsequenzen haben, wenn die Steifigkeit, welche nach Gibson [2] direkt mit der relativen Dichte korreliert, über das bekannte Skalierungsgesetz $E_i^*/E_s = C(\rho^*/\rho_s)^t$ überschätzt wird. Die Abbildungen 6.23b-6.23d lassen erkennen, dass die vormals durchgeführte Monte-Carlo-Integration eine sehr gute Näherung zum Experiment darstellt. Der niedrige Energieeintrag in Abb. 6.23b führt erwartungsgemäß zu höheren Standardabweichungen, da hier durch erhöhte Plateau-Rayleigh-Instabilität größere Formabweichungen in den Streben zu erwarten sind, die wiederum stärkere Schwankungen in der relativen Dichte, als bei höheren Energieeinträgen, bedingen. Für die hier untersuchte f2ccz-Gitterstruktur lässt sich die relative Dichte in sehr guter Näherung wie folgt mit dem Aspektverhältnis korrelieren:

$$\left(\frac{\rho^*}{\rho_s}\right)_{f2ccz} = 2.56 \cdot \left(\frac{a}{d}\right)^{-1.73}. \quad (6.47)$$

6.2.4. Werkstoffdichte

Zur Ermittlung der Werkstoffdichte wurde ebenfalls das Archimedische Prinzip genutzt. Nachdem mit Gl. (6.46) das Strebenvolumen und die Masse des Probekörpers bekannt sind, lässt sich die effektive Dichte des Probekörpers und seine relative Abweichung vom Sollwert $\rho = 2.67 \text{ g cm}^{-3}$ ermitteln. Die Ergebnisse der Auswertung sind in Abb. 6.24a abgebildet. Daraus wird deutlich, dass bei höheren Aspektverhältnissen die Werkstoffdichte im Mittel zunimmt. Dies lässt sich damit begründen, dass bei zunehmendem Aspektverhältnis der Anteil des Knotens im Strebenvolumen geringer wird, wo durch das Zusammenlaufen mehrerer Streben und damit einer starken Querschnittsänderung der flüssigen Schmelze eine höhere Porosität entsteht [80]. Als weitere Beobachtung lässt sich festhalten, dass steigende Energieeinträge die Porosität erhöhen. Ein zunehmender Energieeintrag führt zu Tiefenschmelzen, wodurch sich die Anzahl an Keyhole-Poren im Bauteil erhöht. Abb. 6.24b-Abb. 6.24d zeigen repräsentative Schliffbilder von entsprechenden Proben. Insgesamt erreichten bei den untersuchten Prozessparametern alle Proben eine mittlere Werkstoffdichte von über 98.9 %.

6.2.5. Druckversuche

Da die maschinenspezifische Steifigkeit der verwendeten Prüfmaschine vom Typ ZWICK/Roell Z100 die Gittersteifigkeit signifikant übersteigt, wurde diese in

Vorversuchen ermittelt, um die Gittersteifigkeit ohne Maschinensteifigkeit angeben zu können. Zur Druckprüfung wurden f2ccz-Gitterstrukturen aus dem Werkstoff AlSi10Mg mit Aspektverhältnissen 4, 6, 8 und 10 gedruckt. Dabei wurden die Strebendurchmesser 287 μm , 352 μm und 384 μm verwendet, welche mit den Linienenergien 61 J m^{-1} , 126 J m^{-1} sowie 208 J m^{-1} gefertigt wurden. Die Druckversuche wurden in Anlehnung an die bestehende Norm DIN 50134 „Prüfung von metallischen Werkstoffen - Druckversuch an metallischen zellularen Werkstoffen“ durchgeführt. Demnach ist zunächst die Plateauspannung in Vorversuchen für jeden Probentyp abzuschätzen [155]. Dazu wurden die untersuchten Aspektverhältnisse nach den in der Norm beschriebenen Rahmenbedingungen in Vorversuchen untersucht, wie in Abb. 6.25 gezeigt ist.

Aufgrund der vormalig erwähnten Fertigungsunperfektionen zeigt sich bei allen Probekörper bereits im Bereich der im Idealfall reversiblen Deformation nichtlineares Materialverhalten. Aus diesem Grund wurden die Probekörper mit einer stufenweise erhöhten Last beaufschlagt, bis sich eine Konvergenz der Steifigkeit und ein näherungsweise lineares Verhalten des linear-elastischen Bereiches zeigte. Die Auswertung der Kraft-Weg-Diagramme ist für zwei Prüfkörper mit den Aspektverhältnissen $a/d = 6$ und $a/d = 8$ in Abb. 6.26a und Abb. 6.26b dargestellt. Nach stufenweisem Erhöhen der Erstbelastung F_{erst} wird deutlich, dass sich Fertigungsunperfektionen „setzen“ und eine Konvergenz der Steifigkeit erreicht wird. Dazu zeigt Abb. 6.27 die Konvergenz der Steifigkeit über dem Verhältnis zwischen Erstbelastung und Maximalkraft $F_{\text{erst}}/F_{\text{max}}$, wobei die Maximalkraft das erste Maximum im Last-Weg-Diagramm des jeweiligen Prüfkörpers aus Abb. 6.25 darstellt.

Nach diesen Vorbemerkungen soll nun das Steifigkeits- und Festigkeitsverhalten in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses und der relativen Dichte betrachtet und mit der vormalig abgeleiteten Analytik verglichen werden.

Betrachtet man das von Gibson & Ashby [2] eingeführte Skalierungsgesetz, so lassen sich die relativen Steifigkeiten und Festigkeiten im Mittel aller Experimente über die Skalierungsgesetze

$$\left(\frac{E_2^*}{E_s} \right)_{\text{f2ccz}} = 0.77 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{1.46} \quad (6.48)$$

$$\left(\frac{\sigma_2^*}{\sigma_s} \right)_{\text{f2ccz}} = 2.83 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{1.69} \quad (6.49)$$

in sehr guter Näherung mit jeweils $R^2 = 0.99$ beschreiben. Dabei ist jedoch anzumerken, dass die Standardabweichung der Steifigkeiten und Festigkeiten gemittelt über alle Versuche einer zugeordneten relativen Dichte stets < 7.4 bzw. < 4.7 % war. Die höheren Abweichungen bei der Steifigkeit lassen sich

über Fertigungsimperfektionen erklären, wie Fragmentanhaftungen und vordeformierte Streben erklären. Weiterhin sei anzumerken, dass erwartungsgemäß bei den Probekörpern, welche mit niedriger Linienenergie $E_l = 61 \text{ J m}^{-1}$ gefertigt wurden, höhere Standardabweichungen auftraten, als bei den Proben, die mit höherer Linienenergie gefertigt wurden. Die hierbei verwendete Leistung von 200 W befindet sich im unteren Bereich des zuverlässigen Prozessfensters, wo eine ausgeprägtere Plateau-Rayleigh-Instabilität zu erwarten ist, die indes zu stärker schwankenden Strebendurchmessern und zu größeren Unterschieden in Steifigkeit und Festigkeit führt. Die maximale Abweichung lag hier bei 73.6 % und 24.1 % für die Linienenergie $E_l = 61 \text{ J m}^{-1}$. Dies verdeutlicht den hohen Einfluss der Fertigungsimperfektionen auf die Steifigkeit, wodurch niedrige Energieeinträge und Laserleistungen, die im Prozessfenster an der Grenze zum Balling liegen, nicht zur Fertigung reproduzierbarer Bauteile geeignet sind. Für die beiden höheren Energieeinträge lagen die maximalen Abweichungen für die Steifigkeit bei 41.7 % und für die Festigkeit bei 7.6 %. Diese Abweichungen traten bei Probekörpern mit einem verhältnismäßig hohen Aspektverhältnis von 10 auf. Obwohl die einheitliche Messung der Steifigkeit, wie oben beschrieben, für additiv gefertigte Gitterstrukturen schwierig ist, da hierzu bislang keine Norm vorliegt und der Einfluss der Fertigung hierauf erheblich ist, lässt sich aus den Untersuchungen schließen, dass kleinere Aspektverhältnisse in der Auslegung verwendet werden sollten, sofern die Steifigkeit das ausschlaggebende Gestaltungskriterium darstellt. Hier zeigte insbesondere der mittlere Energieeintrag $E_l = 126 \text{ J m}^{-1}$ bei einem Aspektverhältnis $a/d = 4$ eine Standardabweichung von 10.2 % für die Steifigkeit und 4.6 % für die Festigkeit. Beim höheren Energieeintrag $E_l = 208 \text{ J m}^{-1}$, der nah am Bereich des Tiefenschmelzens lag, zeigten sich wiederum größere Abweichungen. Damit kann zusammengefasst werden, dass reproduzierbare Ergebnisse insbesondere im Prozessbereich stabiler Schmelzbahnen auftraten, wo weder Tiefenschmelzen noch erhöhte Plateau-Rayleigh-Instabilität vorlagen.

Nachfolgend wird die Güte des analytischen Verfahrens gegenüber den prozessabhängigen experimentellen Steifigkeiten diskutiert, die in Abb. 6.28a und Abb. 6.28b als Funktion des Aspektverhältnisses bzw. der relativen Dichte dargestellt sind. Hier lässt sich zunächst beobachten, dass bei geringen relativen Dichten die Analytik die experimentellen Befunde in sehr guter Näherung widerspiegelt. Bei einer relativen Dichte von 0.047 liegt die Abweichung zum Experiment bei maximal 4 %. Bei hohen relativen Dichten unterschätzt die Analytik die Experimente stark. Es ist bereits bei einer relativen Dichte von 0.23 eine Abweichung zum Experiment von 43 % zu verzeichnen. Grund dafür ist die in der analytischen Modellbildung zugrunde gelegte Timoshenko-Balkentheorie, die bei höheren relativen Dichten das reale Verhalten der Struktur nur unzu-

reichend abbildet. In zukünftigen Arbeiten müssen Theorien höherer Ordnung angewendet werden, um das Materialverhalten bei höheren relativen Dichten zuverlässig zu beschreiben. Die Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung mit der Kontinuums-FEA sowie mit den experimentellen Untersuchungen von Rehme [44].

In Abb. 6.29a und Abb. 6.29b ist die prozessabhängige spezifische Festigkeit bzw. Plateauspannung σ_2^*/σ_S in vertikaler Richtung dargestellt. Dabei wird ebenfalls der Prozesseinfluss auf die Festigkeit deutlich. Insbesondere die Linienergie $E_l = 61 \text{ J m}^{-1}$, die hohe Plateau-Rayleigh-Instabilitäten aufwies, wies eine abgeschwächte spezifische Plateauspannung auf, was mit starken Einschnürungen in den Knoten zu erklären ist, die aufgrund der stärkeren Kerbwirkung zu vorzeitigem Erreichen der Plateauspannung führen. Die parameterabhängigen Koeffizienten des Skalierungsgesetzes von Gibson und Ashby [2], vgl. Gl. (2.8), für die spezifische Steifigkeit und Plateauspannung, wurden in Tab. 6.1 zusammengefasst.

Strebendurchmesser $d \text{ [}\mu\text{m]}$	Relative Plateauspannung		Maximale Spannung	
	$C_1 \text{ [-]}$	$t_1 \text{ [-]}$	$C_2 \text{ [-]}$	$t_2 \text{ [-]}$
287	0.66	1.42	2.53	1.65
352	0.87	1.50	3	1.7
384	0.78	1.47	2.91	1.7

Tabelle 6.1.: Parameter des Gibson-Ashby Skalierungsgesetzes [2] für die mit unterschiedlichen Prozessparametern gefertigten f2ccz Gitterstrukturen aus Al-Si10Mg. Relative Steifigkeit $E_2^*/E_S = C_1 (\rho^*/\rho_S)^{t_1}$, Relative Plateauspannung $\sigma_2^*/\sigma_S = C_2 (\rho^*/\rho_S)^{t_2}$

6.2.6. Einfluss der Bauteilposition

Obwohl es wenige wissenschaftliche Untersuchungen diesbezüglich gibt, wird der Bauteilposition in der Fachwelt ein großer Einfluss auf die resultierenden Eigenschaften des Bauteils nachgesagt. Zum Zeitpunkt des Verfassens der vorliegenden Arbeit war lediglich eine wissenschaftliche Untersuchung von Kotzem et al. [57] bekannt. Die Autoren führten eine Untersuchung zum Einfluss der Bauteilposition auf Mikrostruktur, Härte, Werkstoffdichte und Ermüdungsverhalten für den Werkstoff IN718 durch. Zu dünnwandigen Gitterstrukturen, die besonders empfindlich auf Prozesseinflüsse reagieren, liegen keine quantifizierten Daten in der verfügbaren Literatur vor. Die nachfolgende Untersuchung zielt entsprechend darauf ab, den Positionseinfluss auf die zuvor ermittelten Steifigkeiten

und Festigkeiten der f2ccz Gitterstruktur aus AlSi10Mg zu quantifizieren.

Abb. 6.30 zeigt eine repräsentative Bauplattform, auf der ersichtlich wird, dass es im Randbereich vermehrt zu Defekten kommt. Insbesondere der Beschichterkontakt, welcher Gitterstreben plastisch deformierte, trat vermehrt in den Randbereichen auf. In der Untersuchung zum mechanischen Verhalten im vorigen Abschnitt 6.2 wurden drei Strebendurchmesser und vier Aspektverhältnisse, also insgesamt 12 Probekörperkategorien, untersucht. Daraus wird für jede Kategorie nun der Mittelwert der entsprechenden mechanischen Eigenschaft wie folgt ermittelt:

$$\bar{X}_i = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n X_{i,j}. \quad (6.50)$$

Hier steht \bar{X} für die Steifigkeit E^* bzw. Plateauspannung R_{max} , i für die Kategorie des Probekörpers, j für die Probennummer der zugehörigen Kategorie und n für die Anzahl der Probekörper mit derselben Geometrie. Nun wird für jeden Probekörper die zugehörige Abweichung vom Mittelwert der zugehörigen Probekörperkategorie gebildet:

$$\frac{\Delta X_{i,j}}{\bar{X}_i} = \frac{X_{i,j} - \bar{X}_i}{\bar{X}_i} \quad (6.51)$$

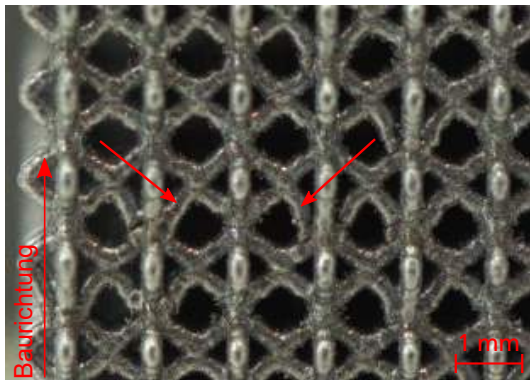
Hiernach wird aus der relativen Abweichung pro Gruppe die relative Abweichung an jeder Position p ermittelt, wobei die Bauplattform für diese Untersuchung in 36 kongruente Felder unterteilt wurde.

$$\frac{\Delta X}{\bar{X}} = \frac{\sum_{i=1}^N \left(\frac{\Delta X_{i,j}}{\bar{X}_i} \right)_p}{N}. \quad (6.52)$$

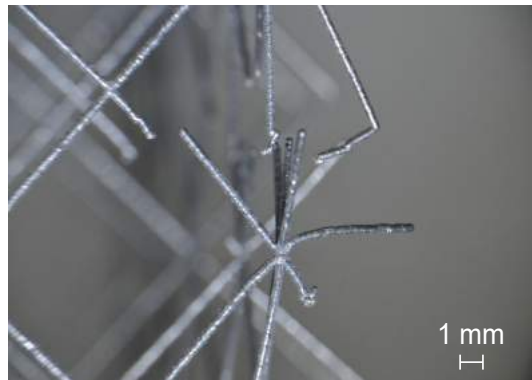
Dabei ist N die Anzahl der Probekörper auf der jeweiligen Position p . Die Auswertungen für die Steifigkeit und Plateauspannung sind in Abb. 6.31 und Abb. 6.32 gezeigt. Tendenziell sind die mechanischen Eigenschaften in der Mitte besser und fallen zum Rand hin ab. Der Konstrukteur, der Gitterstrukturen in der Anwendung nutzt, sollte in der Auslegung die zum Rand hin schwächeren mechanischen Eigenschaften berücksichtigen. Bei der Steifigkeit nach Abb. 6.31 wurden im mittleren Bereich der Plattform positive Abweichungen vom Mittelwert von bis zu 17.7 % beobachtet, während am Rand negative Abweichungen von bis zu 13 % zu verzeichnen waren. Die in Abb. 6.32 abgebildete Plateauspannung zeigte im mittleren Plattformbereich positive Abweichungen vom Mittel von bis zu 10.9 %, wohingegen diese am Rand um bis zu 9.4 % vom Mittel abwich. Obwohl hier kein eindeutiger Trend bezüglich der Bauteilposition zu beobachten war,

konnten aus der Untersuchung für den Konstrukteur einige Gestaltungshinweise abgeleitet werden:

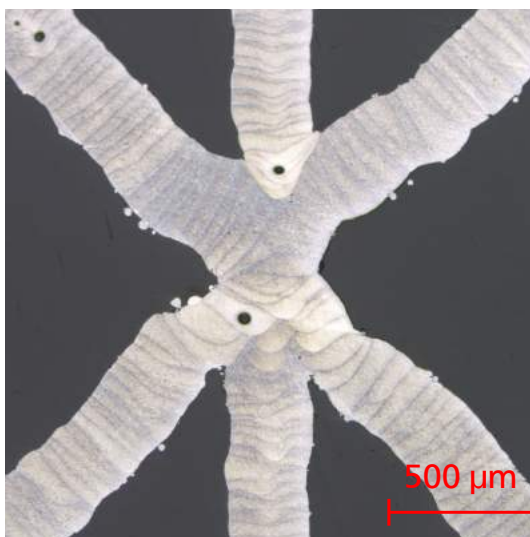
- Die Steifigkeit zeigt betragsmäßig deutlich stärkere Abweichungen als die Festigkeit. Entsprechend sollte die Positionierung von industriell genutzten Bauteilen mit Gitterstrukturen, bei denen die Steifigkeit Zielgröße der Auslegung ist, bei der Gestaltung besondere Berücksichtigung finden.
- Die Abweichungen sind tendenziell in der Plattformmitte positiv, während zum Plattformrand hin eher negative Abweichungen vom Mittel zu beobachten waren. Bauteile, die am Rand platziert werden, verlieren bis zu 13 % Steifigkeit und 9.4 % Festigkeit, sodass im Randbereich gefertigte Gitterstrukturen mit höheren Strebendurchmessern auszulegen sind.
- Die Ursachen der positionsabhängigen Schwankungen sind bisher kaum wissenschaftlich untersucht worden und bedürfen weiterer Forschung, um positionsunabhängige reproduzierbare Bauteile zu fertigen



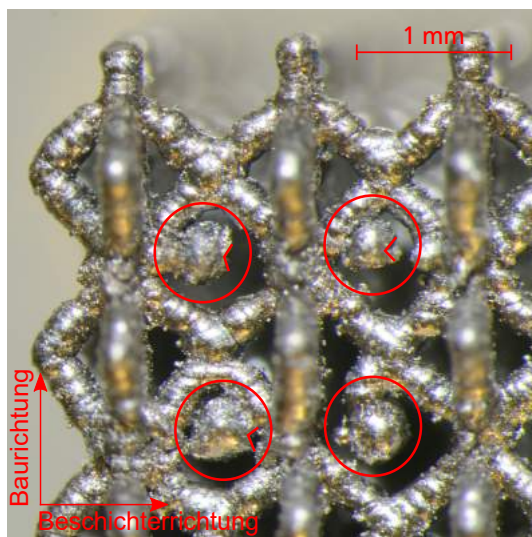
(a)



(b)



(c)



(d)

Abbildung 6.21.: Fertigungseinflüsse beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen. (a) Formabweichungen, (b) plastisch deformierte Streben durch Beschichterkontakt, (c) Knoteneinschnürung durch starke Querschnittsänderung, (d) Fragmentbildung bei niedrigen Laserleistungen.

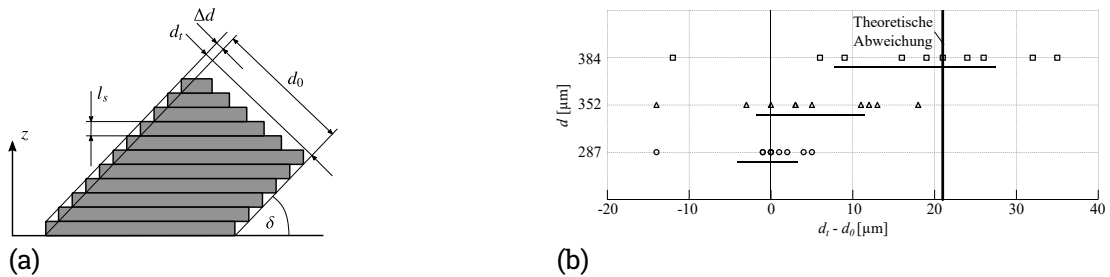


Abbildung 6.22.: Einfluss des Strebendurchmessers auf den Treppenstufeneffekt (a) Schematische Skizze, (b) Messergebnisse.

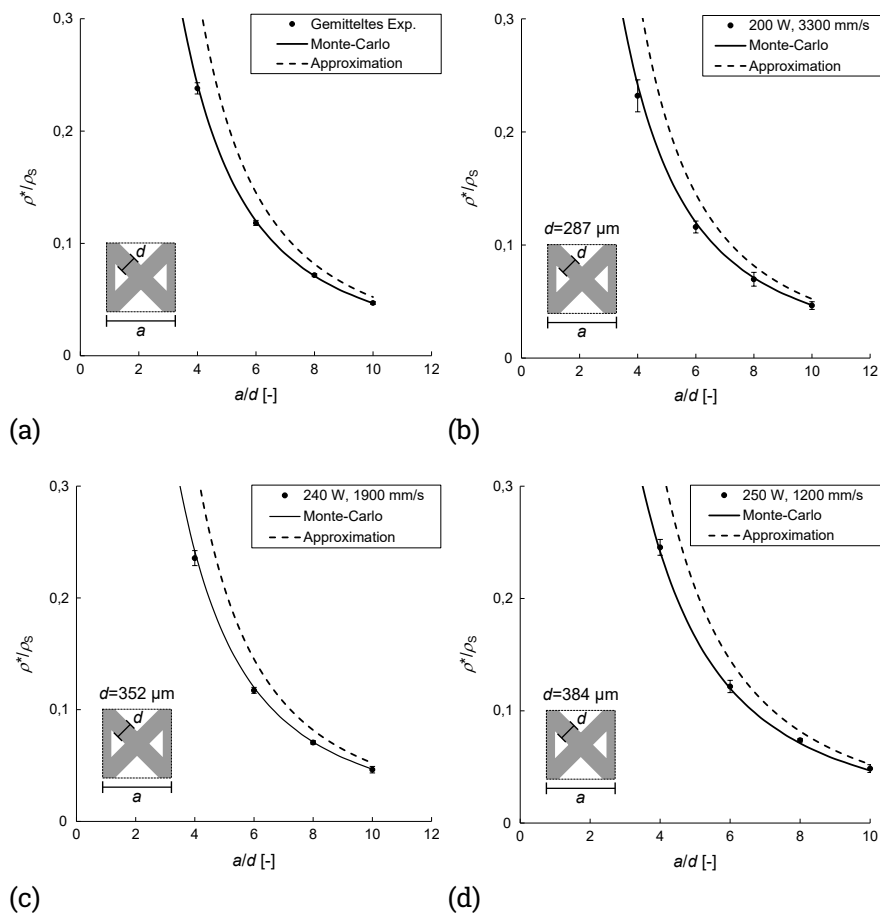
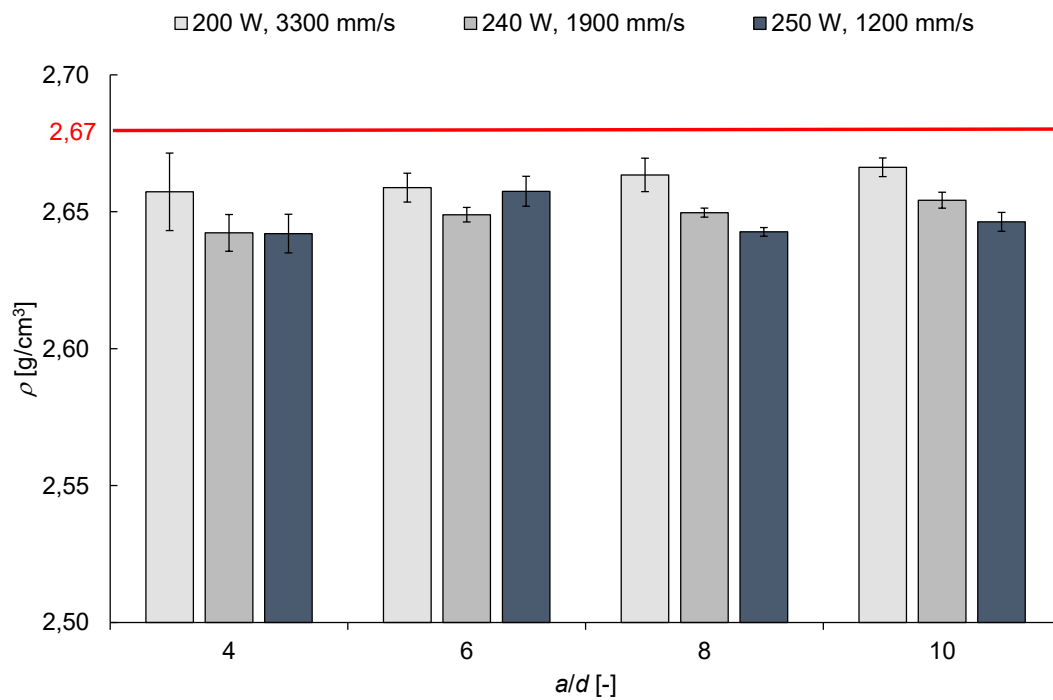


Abbildung 6.23.: Relative Dichte im Vergleich zu Approximation, numerischer Berechnung und experimentellen Untersuchungen mit archimedischer Dichtemessung für (a) Mittelwert aller Experimente, (b) $E_1 = 61 \text{ J m}^{-1}$, (c) $E_1 = 126 \text{ J m}^{-1}$, (d) $E_1 = 208 \text{ J m}^{-1}$.



(a)

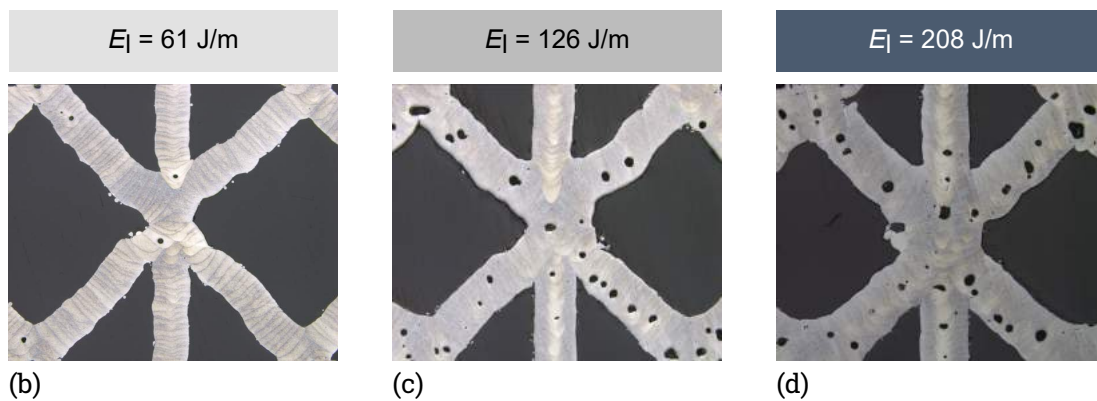


Abbildung 6.24.: Prozesseinfluss auf die Werkstoffdichte von AlSi10Mg-f2ccz-Gitterstrukturen. (a) Werkstoffdichte für verschiedene Energieeinträge und Aspektverhältnisse und repräsentative Gitterstrukturen für (b) $E_l = 61 \text{ J m}^{-1}$ (c) $E_l = 126 \text{ J m}^{-1}$ (d) $E_l = 208 \text{ J m}^{-1}$

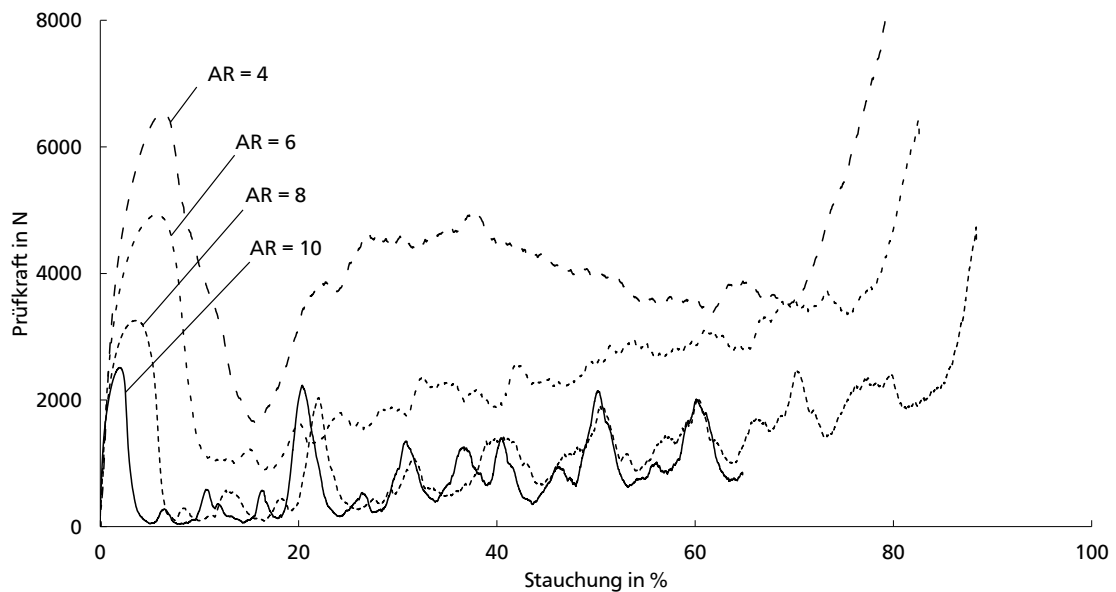


Abbildung 6.25.: Last-Weg-Kurven für Gitterstrukturen mit den Aspektverhältnissen $a/d = 4, 6, 8$ und 10 . Hier wurde der Strebendurchmesser konstant gehalten und die Zellweite verändert. Die Proben wurden mit $P = 200 \text{ W}$ und $v = 3300 \text{ mm s}^{-1}$ hergestellt und enthielten einen mittleren Strebendurchmesser von $d = 287 \text{ }\mu\text{m}$.

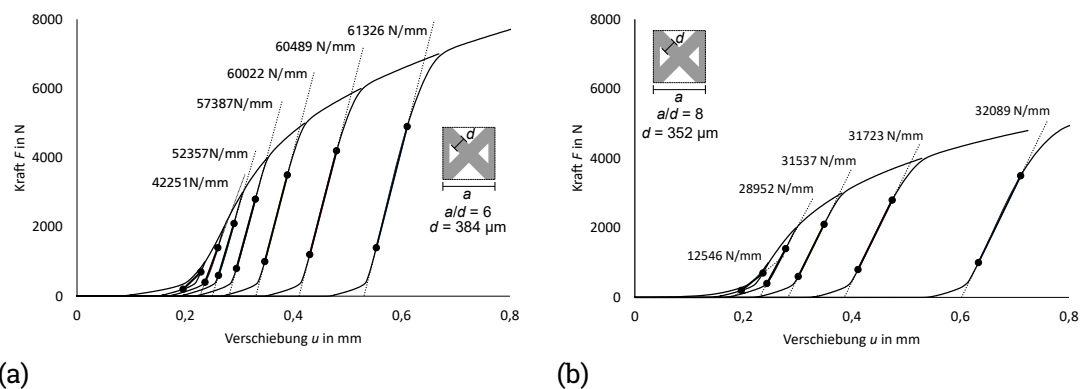


Abbildung 6.26.: Iterative Vorbelastung der Probekörper zur Reduktion von Fertigungs-imperfektionen, die zu einer Verminderung der Steifigkeit und nicht-linearem Verhalten im Bereich der reversiblen Deformation führen. Kraft-Weg-Diagramme für die Aspektverhältnisse (a) $a/d = 6$ und (b) $a/d = 8$.

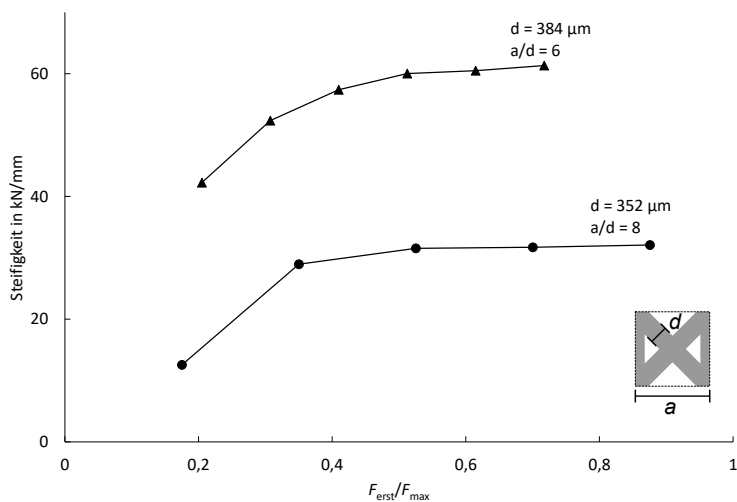


Abbildung 6.27.: Konvergenz der Steifigkeit bei stufenweise steigender Erstbelastung F_{erst} gegenüber der jeweiligen Maximalkraft F_{max} aus Abb. 6.25.

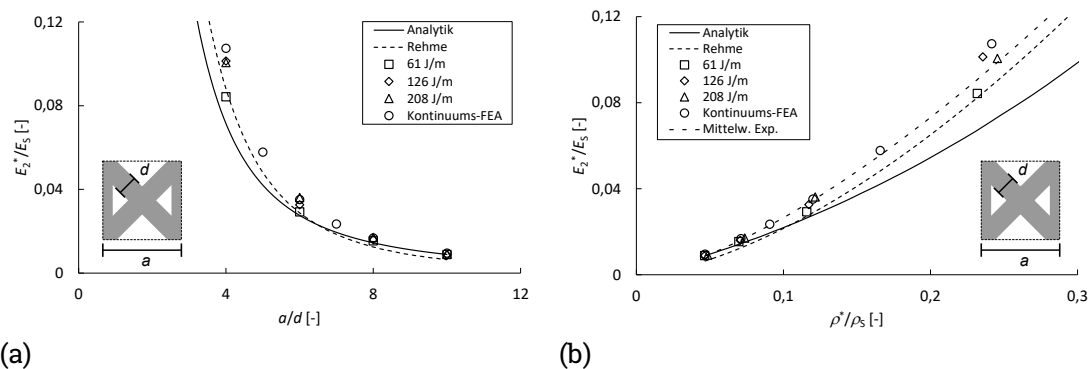


Abbildung 6.28.: Effektive spezifische Steifigkeit über (a) Aspektverhältnis und (b) relativer Dichte im Vergleich mit Untersuchungen von Rehme [44]. Für die Normierung der Steifigkeit wurde ein E-Modul von $E_S = 70 \text{ GPa}$ angenommen.

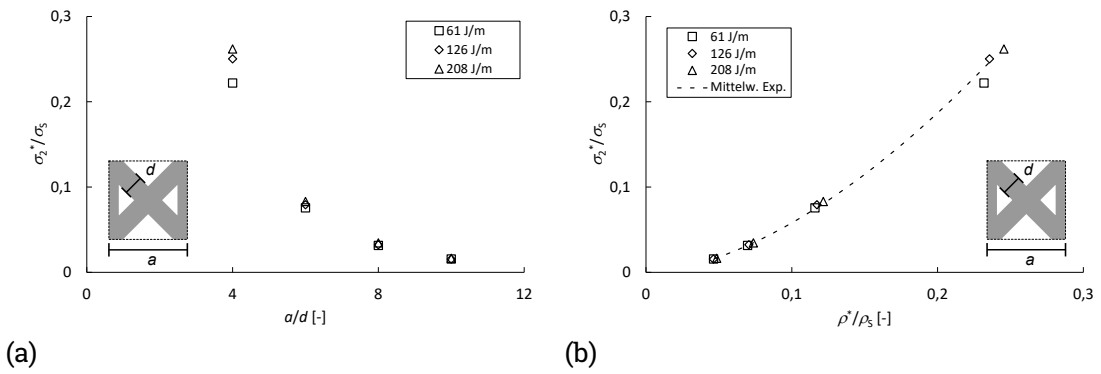


Abbildung 6.29.: Effektive spezifische Festigkeit über (a) Aspektverhältnis und (b) relativer Dichte. Für die Normierung der Festigkeit wurde eine Streckgrenze $\sigma_S = 210 \text{ MPa}$ [62] angenommen.

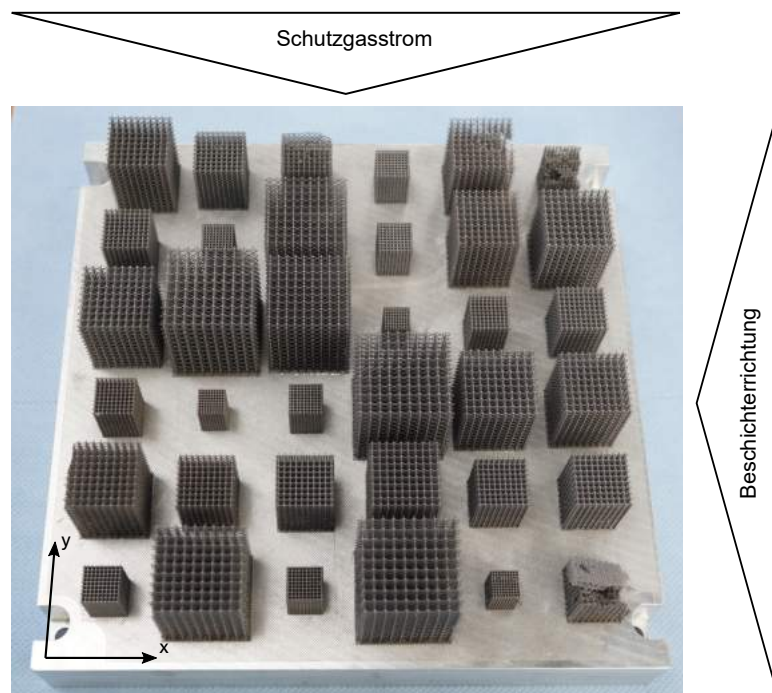


Abbildung 6.30.: Einflussfaktoren auf die Bauteilposition von additiv gefertigten Gitterstrukturen

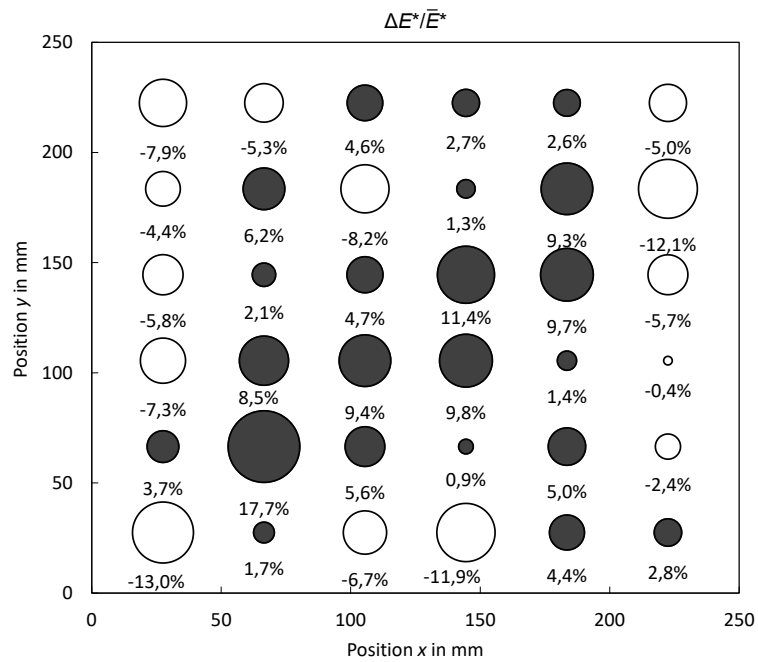


Abbildung 6.31.: Positionseinfluss auf die Gittersteifigkeit E^* .

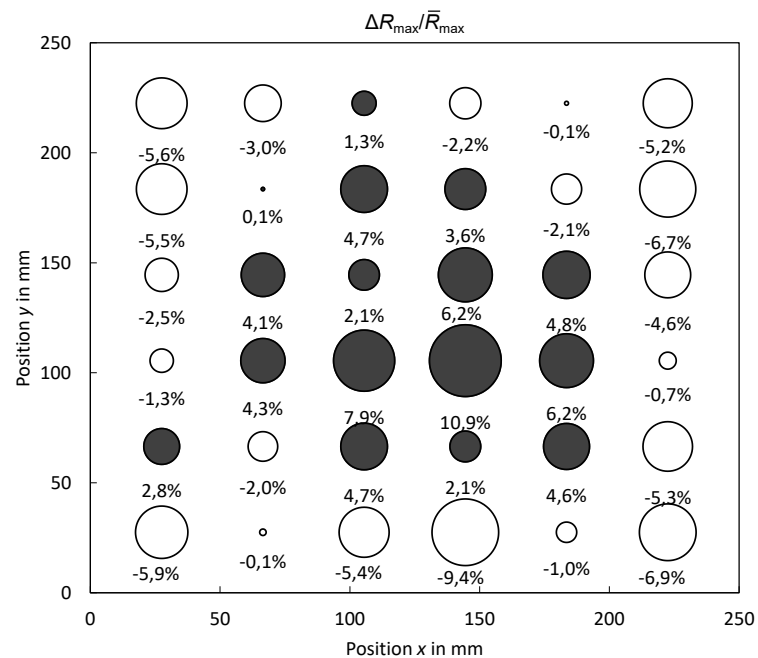


Abbildung 6.32.: Positionseinfluss auf die Gitterplateauspannung R_{\max} .

7. Abschließende Bemerkungen

7.1. Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde ein Konzept zur zuverlässigen fertigungsgetriebenen Gestaltung zellulärer Strukturen beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen bereitgestellt. Dazu wurde zunächst in den Kapiteln 1-3 thematisch eingeführt sowie die relevanten Grundlagen und der Stand der Technik betrachtet. Aufbauend darauf wurde in Kapitel 4 die Strebenbreite von Einzel- und Doppelschmelzbahnen untersucht. Als wesentlicher Fortschritt gegenüber dem Stand der Technik konnte hier eine materialunabhängige entdimensionierte Charakterisierung der Schmelzbadbreite erreicht werden. Dazu wurde mit dem Buckingham Π -Theorem zwei dimensionslose Kennzahlen hergeleitet, bei denen es sich einerseits um die in der Literatur bekannte Peclet-Zahl Pe handelt und andererseits um eine entdimensionierte Laserleistung, hier als spezifische Leistung P_+ eingeführt. Mit diesen Größen wurde sowohl für die Einzelbahn- und die Konturbelichtung ein funktionaler Zusammenhang gemäß $Pe = f(P_+)$ für die Materialien AlSi10Mg, AlMgSc (Scalmalloy), 316L, MS1, IN625 und Ti6Al4V nachgewiesen. Darüber hinaus konnten mit der gewählten Prozessführung Strebenbreiten erreicht werden, welche die Angaben der Maschinenhersteller signifikant unterschritten. Zudem konnte eine Korrelation zwischen Schmelzbadbreite und Linienenergie gemäß $b \propto \sqrt{E_l}$ nachgewiesen werden, wobei für die Auslegung die entdimensionierte Betrachtung deutlich mehr Vorteile aufwies.

Die mit den Prozessparametern korrelierende Strebenbreite definierte die relative Dichte und damit die mechanischen Eigenschaften der zellulären Strukturen im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen. Die hier generierten Daten wurden entsprechend in Kapitel 5 für plattenbasierte Hexagonalkernstrukturen und in Kapitel 6 für strebenbasierte Gitterstrukturen verwendet. Dabei wurden beide Strukturtypen zunächst in der Theorie betrachtet. Dazu wurden gegenüber dem Stand der Technik verbesserte Modellierungsansätze zur Ermittlung der relativen Dichte vorgestellt. Darauf aufbauend wurden mit Methoden der Mikromechanik effektive elastische Eigenschaften der zellulären Strukturen hergeleitet. Daraus wurden für beide betrachteten Strukturtypen zahlreiche Parameterstudien der jeweiligen spezifischen effektiven Eigenschaften E_i^*/E_S als Funktion der relativen

Dichte für die Auslegung bereitgestellt. Anschließend wurden experimentelle Untersuchungen für die zellulären Strukturen aus dem Werkstoff AlSi10Mg angestellt. Hier konnte der Einfluss des Energieeintrags E_l auf die relative Dichte zellulärer Strukturen gezeigt werden. Weiterhin wurde der Einfluss des Energieeintrags auf die Werkstoffdichte bzw. Porosität untersucht. Hier zeigten sich prozessabhängige Schwankungen, wobei erwartungsgemäß grundsätzlich eine hohe Werkstoffdichte $> 98\%$ erreicht wurde, da die gewählten Prozessparameter im stabilen Prozessfenster lagen, was in Kapitel 4 empirisch ermittelt wurde. Die Werkstoffdichte strebenbasierter Gitterstrukturen (Kapitel 6) zeigte eine höhere Sensitivität gegenüber der Prozessführung, was darauf zurückzuführen war, dass beim Aufschmelzen eines Rundquerschnitts ständig ein flüssiges Schmelzbad vorlag, was zu höheren Porositäten führte. Dieser Effekt war in den Knoten durch die starke Querschnittsänderung besonders ausgeprägt, wodurch ähnliche Untersuchungen aus der Literatur bestätigt werden konnten [80]. Abschließend wurde am Beispiel von Gitterstrukturen der in der Literatur selten untersuchte Einfluss der Bauteilposition auf die mechanischen Eigenschaften von Gitterstrukturen untersucht.

7.2. Ausblick

Die hier durchgeführten Untersuchungen zur dimensionslosen Schmelzbadcharakterisierung verfügen über das industrielle Potential, die Prozessentwicklung neuer Materialien mit stark reduziertem Aufwand durchzuführen und den Fertigungsprozess hin zu einer wirtschaftlicheren Prozessführung zu optimieren. Die Integration zellulärer Strukturen in Serienbauteile bringt darüber hinaus das Potential einer signifikanten Reduktion des Bauteilgewichts, des Materialverbrauchs sowie der Fertigungszeit mit sich. Lokal angepasste Prozessführung in Kombination mit zellulären Strukturen können der Technologie entsprechend zur wettbewerbsfähigen und nachhaltigen Serienproduktion mit additiven Fertigungsverfahren verhelfen [4, 7]. Folgender weiterer Forschungsbedarf ergibt sich somit auf Grundlage der Literaturrecherche in Kapitel 3 und den hier durchgeführten Untersuchungen in den Kapiteln 4-6 wie folgt:

- **Schmelzbadbreite:** Die hier vorgestellten Untersuchungen haben gezeigt, dass sich materialunabhängig die Schmelzbadbreite in einer einzigen dimensionslosen Darstellung durch einen Funktionszusammenhang mit Material- und Prozessgrößen korrelieren lässt. Weitere Forschungsbemühungen sollten sich darauf konzentrieren, den Zusammenhang maschinenunabhängig zu machen. Dazu sind die Einflüsse des Fokusdurchmessers und des Partikeldurchmessers und deren Wirkzusammenhänge auf die Bildung der

Schmelzbadbreite eingehender zu untersuchen.

- **Schmelzbadtiefe:** Obwohl es in der Literatur bereits Untersuchungen zur Schmelzbadtiefe gibt, die schlussfolgern, dass die Tiefe [131, 132] mit der Enthalpie des betrachteten Materials korreliert, weisen diese Untersuchungen noch ein breites Streuband und eine Materialabhängigkeit auf, sodass noch kein physikalisch begründbarer dimensionsloser Zusammenhang gefunden wurde. Zukünftige Forschungsbemühungen sollten eine entsprechende material- und maschinenunabhängige Charakterisierung der Schmelzbadtiefe zum Ziel haben.
- **Grenzen der Skalierbarkeit:** Obwohl die hier mit der Dimensionsanalyse hergeleitete Korrelation die Schmelzbadbreite zuverlässig vorhersagt, müssen die Grenzen der Anwendbarkeit immer noch empirisch über Prozessfenster ermittelt werden. Zukünftige dimensionsanalytisch hergeleitete Modelle sollten die physikalischen Effekte beim Aufschmelzen berücksichtigen und so die Grenzen der Anwendbarkeit aufzeigen. Für die Schmelzbadbreite ist hier insbesondere die Plateau-Rayleigh Instabilität Ursache für hohe Standardabweichungen in der Schmelzbahnbreite oder sogar Balling, während bei der Schmelzbadtiefe die Oberflächenspannung des Schmelzbad und die Marangoni-Konvektion die Porosität und damit die Güte des Schmelzprozesses maßgeblich bestimmen. Diese müssen ebenfalls durch äquivalente dimensionslose Bestimmungsgrößen charakterisierbar sein.
- **Porosität:** Die Porosität weist eine signifikante Beeinflussung der statischen Festigkeit und des Ermüdungsverhaltens von Gitterstrukturen auf. Obwohl es zahlreiche Untersuchungen zur prozessinduzierten Porosität bei Vollbauteilen gibt [42, 160, 161], sind diese Untersuchungen bei Gitterstrukturen eher selten [27, 90]. Der kritisch zu erachtende Fertigungseinfluss auf die Porosität in den Streben und Knoten zellulärer Strukturen sollte zukünftig tiefere Betrachtung in der Forschung finden. Die Information über Schmelzbadbreite und -tiefe lassen sich direkt hierfür nutzen, um eine dimensionslose materialunabhängige Korrelation zur Porosität von Gittern abzuleiten. Dazu wurde von Mukherjee et al. [42] bereits eine dimensionslose Kennzahl für Vollmaterial angegeben, die sog. Lack-of-Fusion Zahl. Als offene Forschungsfrage kann hier adressiert werden, inwieweit die Porosität bei zellulären Strukturen mit dimensionslosen Kennzahlen korrelierbar ist, was für die Bauteilgestaltung, beispielsweise osseointegrativer Strukturen technische und wirtschaftliche Vorteile mit sich bringt. Diesbezüglich ist zu untersuchen, inwieweit die gezielte Prozessführung bei zellulären Strukturen die Nachbearbeitung in Form heißisostatischen Pressens obsolet macht.

-
- **Quasi-statische Festigkeit:** Es gibt in der Literatur erhebliche Forschung zum mechanischen Verhalten von zellulären Strukturen im Kontext der additiven Fertigung [49, 81, 82, 96, 97, 100, 140, 162]. Analytische Verfahren kommen eher selten zur Anwendung und zeigen insbesondere bei höheren relativen Dichten starke Abweichungen zum realen mechanischen Verhalten der additiv gefertigten Strukturen. Diesbezüglich sind für hohe relative Dichten analytische Modellen im Rahmen von Schubdeformationstheorien höherer Ordnung unter Berücksichtigung veränderlicher Querschnitte zu entwickeln und insbesondere der starke Einfluss der Prozessführung in den Streben und im Knotenbereich weiter zu untersuchen.
 - **Positionseinfluss:** Als Besonderheit des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens beeinflusst die Bauteilposition die Eigenschaften erheblich, wie hier gezeigt werden konnte. Diesbezügliche Untersuchungen sowie das Aufzeigen von Möglichkeiten zur Reduktion der Eigenschaftsabweichungen fehlen in der Literatur größtenteils. Insbesondere der Einfluss in Richtung der Bauhöhe ist in der verfügbaren Literatur bislang nicht untersucht. Entsprechende wissenschaftliche Untersuchungen werden die Serienfertigung durch reproduzierbare Bauteilqualität weiter fördern, wobei die hier gezeigten Methoden der Schmelzbadcharakterisierung genutzt werden können, um positionsbedingte Eigenschaftsabweichungen zu minimieren.
 - **Strukturgeometrie:** Mehrere wissenschaftliche Untersuchungen haben gezeigt, dass durch das Einbringen einer hierarchischen Architektur auf mehreren Skalierungsebenen deutlich höhere mechanische Eigenschaften [32, 82, 154] sowie neues Materialverhalten wie linear-viskoelastisches Verhalten bei Metallen [79] resultieren. Damit sollten auch hierarchisch zelluläre Strukturen und das mögliche Materialverhalten auf globaler Ebene Gegenstand zukünftiger Forschungsarbeiten sein. Der Ausnutzung des Größeneffekts bei zellulären Strukturen wird zugeschrieben, neue mechanische Eigenschaften auf der Makroskala zu erreichen [34].

In Kapitel 1 wurden die Begriffe *individualization for free* und *complexity for free* im Kontext des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens eingeführt. Gleichfalls wurde das erforderliche Umdenken in Bezug auf die Konstruktion angesprochen, die um die Einbeziehung der Prozessführung erweitert werden sollte. Gleichfalls sollten zelluläre Strukturen im Sinne des biomimetischen Designs mehr in die Produktgestaltung einfließen, um weitere technologische Leichtbaupotentiale freizulegen. Die hier bereits durchgeführten Untersuchungen sowie die oben beschriebenen Forschungsbedarfe können dementsprechend dazu beitragen, die Wettbewerbsfähigkeit des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens gegenüber anderen Verfahren für die industrielle Serienfertigung deutlich zu verbessern.

Literatur

- [1] J. Wolff und D. Wessinghage. *Das Gesetz der Transformation der Knochen*. Reprint der Ausg. Berlin, Hirschwald, 1892. Bd. Nr. 4. Reihe: "Reprints medizinhistorischer Schriften". Stuttgart: Schattauer, 1991. ISBN: 978-3-7945-1451-9.
- [2] L. J. Gibson und M. F. Ashby. *Cellular solids: Structure and properties*. 2. ed., 1. paperback ed. (with corr.), transferred to digital printing. Cambridge solid state science series. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 2001. ISBN: 0521499119.
- [3] Bundesministerium für Wirtschaft und Energie. *Schlaglichter der Wirtschaftspolitik: Schlüsseltechnologie Leichtbau: Innovationstreiber und Garant für Ressourcen- und Energieeffizienz*. 2019.
- [4] Julian M. Allwood, Jonathan M. Cullen und Mark A. Carruth. *Sustainable materials: With both eyes open ; [future buildings, vehicles, products and equipment - made efficiently and made with less new material]*. Cambridge: UIT Cambridge, 2012. ISBN: 978-1906860073.
- [5] M. Gralow u. a. „Biomimetic design and laser additive manufacturing—A perfect symbiosis?“ In: *Journal of Laser Applications* 32.2 (2020), S. 021201. ISSN: 1042-346X. DOI: 10.2351/1.5131642.
- [6] A. Velasco-Hogan, J. Xu und M. A. Meyers. „Additive Manufacturing as a Method to Design and Optimize Bioinspired Structures“. In: *Advanced materials (Deerfield Beach, Fla.)* 30.52 (2018), e1800940. DOI: 10.1002/adma.201800940.
- [7] V. Smil. *Making the Modern World*. New York: John Wiley & Sons Inc, 2013. ISBN: 978-1119942535.
- [8] C. Emmelmann u. a. „Laser Additive Manufacturing and Bionics: Redefining Lightweight Design“. In: *Physics Procedia* 12 (2011), S. 364–368. ISSN: 18753892. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.03.046.
- [9] D. Krause, K. Paetzold und S. Wartzack, Hrsg. *Design for X: Beiträge zum 24. DfX-Symposium September 2013*. Hamburg: TuTech Verl., 2013. ISBN: 9783941492639.

-
- [10] M. Möller u. a. „Sustainable production of aircraft systems: Carbon Footprint and cost potential of additive manufacturing in aircraft systems“. In: *Int. Workshop on Aircraft System Technologies* (2019).
- [11] Roland Berger Strategy Consultants. *Additive Manufacturing: A game changer for the manufacturing industry?* Hrsg. von Roland Berger. München, 2013.
- [12] T. Wohlers u. a. *Wohlers Report 2020: 3D Printing and Additive Manufacturing - Global State of the Industry*. Colo.: Wohlers Associates, 2020.
- [13] H. Schleifenbaum u. a. „Individualized production by means of high power Selective Laser Melting“. In: *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 2.3 (2010), S. 161–169. ISSN: 17555817. DOI: 10.1016/j.cirpj.2010.03.005.
- [14] M. F. Ashby u. a. „Metal foams: a design guide“. In: *Materials & Design* 23.1 (2002), S. 119. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/S0261-3069(01)00049-8.
- [15] J. A. Harris, R. E. Winter und G. J. McShane. „Impact response of additively manufactured metallic hybrid lattice materials“. In: *International Journal of Impact Engineering* 104 (2017), S. 177–191. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2017.02.007.
- [16] S. McKown u. a. „The quasi-static and blast loading response of lattice structures“. In: *International Journal of Impact Engineering* 35.8 (2008), S. 795–810. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2007.10.005.
- [17] U. Scheithauer u. a. „Additive Manufacturing of Ceramic Heat Exchanger: Opportunities and Limits of the Lithography-Based Ceramic Manufacturing (LCM)“. In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 27.1 (2018), S. 14–20. DOI: 10.1007/s11665-017-2843-z.
- [18] V. Egorov u. a. „Evolution of 3D Printing Methods and Materials for Electrochemical Energy Storage“. In: *Advanced materials (Deerfield Beach, Fla.)* (2020), e2000556. DOI: 10.1002/adma.202000556.
- [19] C. Salmean und S. Dimartino. „3D-Printed Stationary Phases with Ordered Morphology: State of the Art and Future Development in Liquid Chromatography“. In: *Chromatographia* 82.1 (2019), S. 443–463. ISSN: 0009-5893. DOI: 10.1007/s10337-018-3671-5.
- [20] C. M. Christensen und K. Matzler. *The innovator's dilemma: Warum etablierte Unternehmen den Wettbewerb um bahnbrechende Innovationen verlieren*. 1., korrigierter Nachdr. München: Vahlen, 2013. ISBN: 978-3800637911.

-
-
- [21] Statista. *Statista Dossier Additive Fertigung 2018*. 2018. URL: <https://de.statista.com/statistik/studie/id/29177/dokument/additive-fertigung-statista-dossier/>.
- [22] A. Großmann u. a. „Melt pool controlled laser powder bed fusion for customised low-density lattice structures“. In: *Materials & Design* 181 (2019), S. 108054. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108054.
- [23] M. Leary u. a. „Selective laser melting (SLM) of AlSi12Mg lattice structures“. In: *Materials & Design* 98 (2016), S. 344–357. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.02.127.
- [24] C. Yan u. a. „Advanced lightweight 316L stainless steel cellular lattice structures fabricated via selective laser melting“. In: *Materials & Design* 55 (2014), S. 533–541. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.10.027.
- [25] M. Mazur u. a. „Deformation and failure behaviour of Ti-6Al-4V lattice structures manufactured by selective laser melting (SLM)“. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2015). ISSN: 0268-3768. DOI: 10.1007/s00170-015-7655-4.
- [26] B. van Hooreweder u. a. „Improving the fatigue performance of porous metallic biomaterials produced by Selective Laser Melting“. In: *Acta biomaterialia* 47 (2017), S. 193–202. ISSN: 1742-7061. DOI: 10.1016/j.actbio.2016.10.005.
- [27] M. Leary u. a. „Inconel 625 lattice structures manufactured by selective laser melting (SLM): Mechanical properties, deformation and failure modes“. In: *Materials & Design* 157 (2018), S. 179–199. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.06.010.
- [28] A. Gebhardt. *Generative Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*. 5., neu bearbeitete und erweiterte Auflage. München: Hanser, 2016. ISBN: 978-3-446-44401-0.
- [29] N. Keller. „Verzugsminimierung bei selektiven Laserschmelzverfahren durch Multi-Skalen-Simulation“. Dissertation. Universität Bremen, 2017. URL: <http://d-nb.info/1128793571/34>.
- [30] D. Buchbinder. *Selective Laser Melting von Aluminiumgusslegierungen: Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2013*. Berichte aus der Lasertechnik. Aachen: Shaker, 2013. ISBN: 9783844024395.
- [31] J. Metelkova u. a. „On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L“. In: *Additive Manufacturing* 23 (2018), S. 161–169. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2018.08.006.

-
- [32] L. R. Meza u. a. „Resilient 3D hierarchical architected metamaterials“. In: *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America* 112.37 (2015), S. 11502–11507. ISSN: 0027-8424. DOI: 10.1073/pnas.1509120112.
 - [33] L. Hirt u. a. „Additive Manufacturing of Metal Structures at the Micrometer Scale“. In: *Advanced materials (Deerfield Beach, Fla.)* 29.17 (2017). DOI: 10.1002/adma.201604211.
 - [34] X. Zhang u. a. „Design, Fabrication, and Mechanics of 3D Micro-/Nanolattices“. In: *Small (Weinheim an der Bergstrasse, Germany)* (2019), e1902842. DOI: 10.1002/smll.201902842.
 - [35] Thomas Niendorf u. a. „Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing“. In: *Advanced Engineering Materials* 16.7 (2014), S. 857–861. ISSN: 14381656. DOI: 10.1002/adem.201300579.
 - [36] G.A.O. Adam und D. Zimmer. „Design for Additive Manufacturing—Element transitions and aggregated structures“. In: *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 7.1 (2014), S. 20–28. ISSN: 17555817. DOI: 10.1016/j.cirpj.2013.10.001.
 - [37] G. O.A. Adam und D. Zimmer. „On design for additive manufacturing: evaluating geometrical limitations“. In: *Rapid Prototyping Journal* 21.6 (2015), S. 662–670. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-06-2013-0060.
 - [38] J. Kranz, D. Herzog und C. Emmelmann. „Design guidelines for laser additive manufacturing of lightweight structures in TiAl6V4“. In: *Journal of Laser Applications* 27.S1 (2015), S14001. ISSN: 1042-346X. DOI: 10.2351/1.4885235.
 - [39] Verein Deutscher Ingenieure. *VDI-Richtlinie 3405 Blatt 3 / Additive Fertigungsverfahren / Konstruktionsempfehlungen für die Bauteilfertigung mit Laser-Sintern und Laser-Strahlschmelzen*. Düsseldorf, 2014.
 - [40] Jannis Kranz. *Methodik und Richtlinien für die Konstruktion von laseradditiv gefertigten Leichtbaustrukturen*. Light Engineering für die Praxis. Berlin, Heidelberg und s.l.: Springer Berlin Heidelberg, 2017. ISBN: 9783662553398. DOI: 10.1007/978-3-662-55339-8. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-55339-8>.
 - [41] J. L. Bartlett und X. Li. „An overview of residual stresses in metal powder bed fusion“. In: *Additive Manufacturing* 27 (2019), S. 131–149. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2019.02.020.

-
- [42] T. Mukherjee und T. DebRoy. „Mitigation of lack of fusion defects in powder bed fusion additive manufacturing“. In: *Journal of Manufacturing Processes* 36 (2018), S. 442–449. ISSN: 15266125. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.10.028.
- [43] T. Zhong u. a. „Mechanical properties of lightweight 316L stainless steel lattice structures fabricated by selective laser melting“. In: *Materials & Design* 181 (2019), S. 108076. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108076.
- [44] O. Rehme. *Cellular Design for Laser Freeform Fabrication*. 1st ed. Bd. v.4. Schriftenreihe Lasertechnik. Göttingen: Cuvillier Verlag, 2010. ISBN: 978-3869552736. URL: <https://ebookcentral.proquest.com/lib/gbv/detail.action?docID=5020518>.
- [45] J. T. Sehr. *Möglichkeiten und Grenzen bei der generativen Herstellung metallischer Bauteile durch das Strahlschmelzverfahren: Zugl.: Duisburg-Essen, Univ., Diss., 2010*. Berichte aus der Fertigungstechnik. Aachen: Shaker, 2010. ISBN: 9783832292294.
- [46] U.S. Bertoli u. a. „On the limitations of Volumetric Energy Density as a design parameter for Selective Laser Melting“. In: *Materials & Design* 113 (2017), S. 331–340. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.10.037.
- [47] H. Gong u. a. „Analysis of defect generation in Ti–6Al–4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes“. In: *Additive Manufacturing* 1-4 (2014), S. 87–98. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2014.08.002.
- [48] Y. Yang u. a. „3D non-isothermal phase-field simulation of microstructure evolution during selective laser sintering“. In: *npj Computational Materials* 5.1 (2019), S. 43. ISSN: 2057-3960. DOI: 10.1038/s41524-019-0219-7.
- [49] A. Großmann, J. Gosmann und C. Mittelstedt. „Lightweight lattice structures in selective laser melting: Design, fabrication and mechanical properties“. In: *Materials Science and Engineering: A* 766 (2019), S. 138356. ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138356.
- [50] S. A. Khairallah u. a. „Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones“. In: *Acta Materialia* 108 (2016), S. 36–45. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.014.

-
- [51] A. V. Gusarov und I. Smurov. „Modeling the interaction of laser radiation with powder bed at selective laser melting“. In: *Physics Procedia* 5 (2010), S. 381–394. ISSN: 18753892. DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.065.
- [52] H. Gong u. a. „Melt Pool Characterization for Selective Laser Melting of Ti-6Al-4V Pre-alloyed Powder“. In: *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium* (2014), S. 256–267.
- [53] W. E. King u. a. „Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214.12 (2014), S. 2915–2925. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005.
- [54] S. A. Khairallah und A. Anderson. „Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214.11 (2014), S. 2627–2636. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.06.001.
- [55] R. Li u. a. „Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process“. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 59.9-12 (2012), S. 1025–1035. ISSN: 0268-3768. DOI: 10.1007/s00170-011-3566-1.
- [56] Verein Deutscher Ingenieure. *VDI-Richtlinie 3405 Blatt 2 / Additive Fertigungsverfahren / Strahlschmelzen metallischer Bauteile / Qualifizierung, Qualitätssicherung und Nachbearbeitung*. Düsseldorf, August 2013.
- [57] D. Kotzem u. a. „Influence of specimen position on the build platform on the mechanical properties of as-built direct aged electron beam melted Inconel 718 alloy“. In: *Materials Science and Engineering: A* 772 (2020), S. 138785. ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138785.
- [58] T. Maconachie u. a. „SLM lattice structures: Properties, performance, applications and challenges“. In: *Materials & Design* 183 (2019), S. 108137. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108137.
- [59] C. Mittelstedt und W. Becker. *Strukturmechanik ebener Laminate*. 1. Auflage. Darmstadt: Studienbereich Mechanik Technische Universität Darmstadt, 2016. ISBN: 9783935868990.
- [60] Deutsches Institut für Normung e.V. *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. 2017.
- [61] Deutsches Institut für Normung e.V. *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*. 2016.

-
- [62] EOS GmbH. *Materialdatenblatt EOS MaragingSteel MS1*. URL: https://cdn0.scrvt.com/eos/b81bf931642865f9/c927d5f84ee0/EOS_MaragingSteel_MS1_de.pdf.
- [63] M. F. Ashby. „The properties of foams and lattices“. In: *Philosophical transactions. Series A, Mathematical, physical, and engineering sciences* 364.1838 (2006), S. 15–30. ISSN: 1364-503X. DOI: 10.1098/rsta.2005.1678.
- [64] J. Bauer u. a. „Approaching theoretical strength in glassy carbon nanolattices“. In: *Nature materials* 15.4 (2016), S. 438–443. ISSN: 1476-1122. DOI: 10.1038/nmat4561.
- [65] L. R. Meza, S. Das und J. R. Greer. „Strong, lightweight, and recoverable three-dimensional ceramic nanolattices“. In: *Science* 345 (2014), S. 1322–1326. DOI: 10.1126/science.1255908.
- [66] K. Li, X.-L. Gao und A. K. Roy. „Micromechanics model for three-dimensional open-cell foams using a tetrakaidecahedral unit cell and Castigliano’s second theorem“. In: *Composites Science and Technology* 63 (2003), S. 1769–1781. ISSN: 02663538.
- [67] I. G. Masters und K. E. Evans. „Models for the elastic deformation of honeycombs“. In: *Composite Structures* 35 (1996), S. 403–422.
- [68] G. Shi und P. Tong. „The derivation of equivalent constitutive equations of honeycomb structures by a two scale method“. In: *Computational Mechanics* 15.5 (1995), S. 395–407. ISSN: 0178-7675. DOI: 10.1007/BF00350354.
- [69] J. Souza, A. Großmann und C. Mittelstedt. „Micromechanical analysis of the effective properties of lattice structures in additive manufacturing“. In: *Additive Manufacturing* 23 (2018), S. 53–69. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2018.07.007.
- [70] J. Weidmann, A. Großmann und C. Mittelstedt. „Laser powder bed fusion manufacturing of aluminum honeycomb structures: Theory and testing“. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 180 (2020), S. 105639. ISSN: 00207403. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2020.105639.
- [71] S. J. Merkt. „Qualifizierung von generativ gefertigten Gitterstrukturen für maßgeschneiderte Bauteilfunktionen“. Dissertation. Aachen: RWTH Aachen, 2015. URL: <https://publications.rwth-aachen.de/record/565601/files/565601.pdf>.
- [72] M. F. Ashby. *Metal foams: A design guide*. Boston: Butterworth-Heinemann, 2000. ISBN: 9780750637701. URL: <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10245838>.

-
-
- [73] Joachim L. Grenestedt und Kazuto Tanaka. „Influence of cell shape variations on elastic stiffness of closed cell cellular solids“. In: *Scripta Materialia* 40.1 (1998), S. 71–77. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00401-1.
- [74] J. L. Grenestedt. „On interactions between imperfections in cellular solids“. In: *Journal of Materials Science* 40.22 (2005), S. 5853–5857. ISSN: 0022-2461. DOI: 10.1007/s10853-005-5019-4.
- [75] J. Hohe. *Elastizitätsverhalten von Sandwich-Zellkernen und zweidimensionalen Modellschäumen: Zugl.: Siegen, Univ., Habil.-Schr., 2003*. Berichte aus der Mechanik. Aachen: Shaker, 2003. ISBN: 3-8322-2086-0.
- [76] N.-C. Fahlbusch. *Entwicklung und Analyse mikromechanischer Modelle zur Beschreibung des Effektivverhaltens von geschlossenzelligen Polymerschäumen*. Bd. Band 37. Forschungsbericht / Mechanik, Technische Universität Darmstadt. Darmstadt: Studienbereich Mechanik, Technische Universität Darmstadt, 2015. ISBN: 9783935868372.
- [77] van der Burg, M. W. D. u. a. „On the linear elastic properties of regular and random open-cell foam models“. In: *Journal of cellular plastics* 1997. Volume 33 (1997), S. 31–54.
- [78] M. Zhang u. a. „Effective elastic properties and initial yield surfaces of two 3D lattice structures“. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 138-139 (2018), S. 146–158. ISSN: 00207403. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2018.02.008.
- [79] T. A. Schaedler u. a. „Ultralight metallic microlattices“. In: *Science (New York, N.Y.)* 334.6058 (2011), S. 962–965. DOI: 10.1126/science.1211649.
- [80] A. A. Martin u. a. „Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing“. In: *Nature Communications* 10.1 (2019), S. 1987. ISSN: 2041-1723. DOI: 10.1038/s41467-019-10009-2.
- [81] T. Tancogne-Dejean und D. Mohr. „Elastically-isotropic truss lattice materials of reduced plastic anisotropy“. In: *International Journal of Solids and Structures* 138 (2018), S. 24–39. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2017.12.025.
- [82] Y. Chen u. a. „3D printed hierarchical honeycombs with shape integrity under large compressive deformations“. In: *Materials & Design* 137 (2018), S. 226–234. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.10.028.

-
-
- [83] L. Liu u. a. „Elastic and failure response of imperfect three-dimensional metallic lattices: The role of geometric defects induced by Selective Laser Melting“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 107 (2017), S. 160–184. ISSN: 00225096. DOI: 10.1016/j.jmps.2017.07.003.
- [84] H. Lei u. a. „Evaluation of compressive properties of SLM-fabricated multi-layer lattice structures by experimental test and μ -CT-based finite element analysis“. In: *Materials & Design* 169 (2019), S. 107685. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107685.
- [85] Ahmed Hussein u. a. „Advanced lattice support structures for metal additive manufacturing“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 213.7 (2013), S. 1019–1026. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2013.01.020.
- [86] S. L. Sing, F. E. Wiria und W. Y. Yeong. „Selective laser melting of lattice structures: A statistical approach to manufacturability and mechanical behavior“. In: *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing* 49 (2018), S. 170–180. ISSN: 07365845. DOI: 10.1016/j.rcim.2017.06.006.
- [87] O. Cansizoglu u. a. „Properties of Ti–6Al–4V non-stochastic lattice structures fabricated via electron beam melting“. In: *Materials Science and Engineering: A* 492.1-2 (2008), S. 468–474. ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2008.04.002.
- [88] B. van Hooreweder und J.-P. Kruth. „Advanced fatigue analysis of metal lattice structures produced by Selective Laser Melting“. In: *CIRP Annals* 66.1 (2017), S. 221–224. ISSN: 00078506. DOI: 10.1016/j.cirp.2017.04.130.
- [89] R. Wauthle u. a. „Effects of build orientation and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti6Al4V lattice structures“. In: *Additive Manufacturing* 5 (2015), S. 77–84. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2014.12.008.
- [90] S. van Bael u. a. „Micro-CT-based improvement of geometrical and mechanical controllability of selective laser melted Ti6Al4V porous structures“. In: *Materials Science and Engineering: A* 528.24 (2011), S. 7423–7431. ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.045.
- [91] L. Yang u. a. „Mechanical properties of 3D re-entrant honeycomb auxetic structures realized via additive manufacturing“. In: *International Journal of Solids and Structures* 69-70 (2015), S. 475–490. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2015.05.005.

-
- [92] S. Evans u. a. „Analysis of variability in additive manufactured open cell porous structures“. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part H, Journal of engineering in medicine* 231.6 (2017), S. 534–546. ISSN: 2041-3033. DOI: 10.1177/0954411917703675.
- [93] D. K. Pattanayak u. a. „Bioactive Ti metal analogous to human cancellous bone: Fabrication by selective laser melting and chemical treatments“. In: *Acta biomaterialia* 7.3 (2011), S. 1398–1406. ISSN: 1742-7061. DOI: 10.1016/j.actbio.2010.09.034.
- [94] C. Yan u. a. „Evaluations of cellular lattice structures manufactured using selective laser melting“. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 62 (2012), S. 32–38. ISSN: 08906955. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.06.002.
- [95] Y. Yang u. a. „Multiple strut-deformation patterns based analytical elastic modulus of sandwich BCC lattices“. In: *Materials & Design* 181 (2019), S. 107916. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107916.
- [96] T. Tancogne-Dejean, A. B. Spierings und D. Mohr. „Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static and dynamic loading“. In: *Acta Materialia* 116 (2016), S. 14–28. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.05.054.
- [97] C. Bonatti und D. Mohr. „Large deformation response of additively-manufactured FCC metamaterials: From octet truss lattices towards continuous shell mesostructures“. In: *International Journal of Plasticity* 92 (2017), S. 122–147. ISSN: 07496419. DOI: 10.1016/j.ijplas.2017.02.003.
- [98] E. Abele u. a. „Optimisation of process parameters for lattice structures“. In: *Rapid Prototyping Journal* 21.1 (2015), S. 117–127. ISSN: 1355-2546. DOI: 10.1108/RPJ-10-2012-0096.
- [99] E. Abele u. a. „Selective laser melting for manufacturing of thin-walled porous elements“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 215 (2015), S. 114–122. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.07.017.
- [100] S. Merkt u. a. „Mechanical response of TiAl6V4 lattice structures manufactured by selective laser melting in quasistatic and dynamic compression tests“. In: *Journal of Laser Applications* 27.S1 (2015), S17006. ISSN: 1042-346X. DOI: 10.2351/1.4898835.

-
-
- [101] T. Heeling, M. Cloots und K. Wegener. „Melt pool simulation for the evaluation of process parameters in selective laser melting“. In: *Additive Manufacturing* 14 (2017), S. 116–125. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2017.02.003.
- [102] K. Kempen u. a. „Processing AlSi10Mg by selective laser melting: Parameter optimisation and material characterisation“. In: *Materials Science and Technology* 31.8 (2014), S. 917–923. ISSN: 0267-0836. DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000702.
- [103] C. Körner, A. Bauereiß und E. Attar. „Fundamental consolidation mechanisms during selective beam melting of powders“. In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 21.8 (2013), S. 085011. ISSN: 0965-0393. DOI: 10.1088/0965-0393/21/8/085011.
- [104] S. Kolossov u. a. „3D FE simulation for temperature evolution in the selective laser sintering process“. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 44.2-3 (2004), S. 117–123. ISSN: 08906955. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2003.10.019.
- [105] P. Wei u. a. „Thermal behavior in single track during selective laser melting of AlSi10Mg powder“. In: *Applied Physics A* 123.9 (2017), S. 133. ISSN: 0947-8396. DOI: 10.1007/s00339-017-1194-9.
- [106] B. Xiao und Y. Zhang. „Laser sintering of metal powders on top of sintered layers under multiple-line laser scanning“. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 40.21 (2007), S. 6725–6734. ISSN: 0022-3727. DOI: 10.1088/0022-3727/40/21/036.
- [107] S. Mohammad H. Hojjatzadeh u. a. „Pore elimination mechanisms during 3D printing of metals“. In: *Nature Communications* 10.1 (2019), S. 3088. ISSN: 2041-1723. DOI: 10.1038/s41467-019-10973-9.
- [108] C. L. A. Leung u. a. „In situ X-ray imaging of defect and molten pool dynamics in laser additive manufacturing“. In: *Nature Communications* 9.1 (2018), S. 1355. ISSN: 2041-1723. DOI: 10.1038/s41467-018-03734-7.
- [109] D. Buchbinder u. a. „High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts“. In: *Physics Procedia* 12 (2011), S. 271–278. ISSN: 18753892. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.03.035.
- [110] M. Markl und C. Körner. „Multiscale Modeling of Powder Bed-Based Additive Manufacturing“. In: *Annual Review of Materials Research* 46.1 (2016), S. 93–123. ISSN: 1531-7331. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-032158.

-
-
- [111] T. Niendorf, F. Brenne und M. Schaper. „Lattice Structures Manufactured by SLM: On the Effect of Geometrical Dimensions on Microstructure Evolution During Processing“. In: *Metallurgical and Materials Transactions B* 45.4 (2014), S. 1181–1185. ISSN: 1073-5615. DOI: 10.1007/s11663-014-0086-z.
- [112] S. Lu, H. Fujii und K. Nogi. „Sensitivity of Marangoni convection and weld shape variations to welding parameters in O₂-Ar shielded GTA welding“. In: *Scripta Materialia* 51.3 (2004), S. 271–277. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.03.004.
- [113] J. P. Oliveira, T. G. Santos und R. M. Miranda. „Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: From theory to practice“. In: *Progress in Materials Science* 107 (2020), S. 100590. ISSN: 00796425. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100590.
- [114] D. B. Hann, J. Iammi und J. Folkes. „Keyholing or Conduction - Prediction of Laser Penetration Depth“. In: *Proceedings of the 36th International MATADOR Conference* (2011), S. 275–278.
- [115] M. Thomas, G. J. Baxter und I. Todd. „Normalised model-based processing diagrams for additive layer manufacture of engineering alloys“. In: *Acta Materialia* 108 (2016), S. 26–35. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.025.
- [116] P. Bajaj u. a. „Predictive process parameter selection for Selective Laser Melting Manufacturing: Applications to high thermal conductivity alloys“. In: *Additive Manufacturing* 27 (2019), S. 246–258. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2018.12.003.
- [117] P. Wei u. a. „The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: Single track, densification, microstructure and mechanical behavior“. In: *Applied Surface Science* 408 (2017), S. 38–50. ISSN: 01694332. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.02.215.
- [118] C. Klahn. *Laseradditiv gefertigte, luftdurchlässige Mesostrukturen: Herstellung und Eigenschaften für die Anwendung*. Light Engineering für die Praxis. Berlin: Springer Vieweg, 2015. ISBN: 9783662477601. DOI: 10.1007/978-3-662-47761-8. URL: <http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&scope=site&db=nlebk&AN=1080791>.
- [119] C. Hauser, T.H.C Childs und M. Badrossamay. „Further developments in process mapping and modelling in direct metal selective laser melting“. In: *15th Solid Freeform Fabrication Proceedings* (2004), S. 448–459.

-
-
- [120] I. Yadroitsev und I. Smurov. „Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders“. In: *Physics Procedia* 12 (2011), S. 264–270. ISSN: 18753892. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.03.034.
- [121] S. L. Campanelli u. a. „Analysis of the molten/solidified zone in selective laser melted parts“. In: *High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications III*. Hrsg. von Friedhelm Dorsch. SPIE Proceedings. SPIE, 2014, S. 896311. DOI: 10.1117/12.2042170.
- [122] W. Meiners. *Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe*. Berichte aus der Lasertechnik. Aachen: Shaker, 1999. ISBN: 3-8265-6571-1.
- [123] Raja Mertens u. a. „Optimization of Scan Strategies in Selective Laser Melting of Aluminium Parts With Downfacing Areas“. In: *Journal of Manufacturing Science and Engineering* Vol. 136 (2014). DOI: 10.1115/1.4028620.
- [124] P. W. Bridgman. *Dimensional analysis*. Yale university press, 1922.
- [125] N. T. Aboulkhair u. a. „Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting“. In: *Additive Manufacturing* 1-4 (2014), S. 77–86. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2014.08.001.
- [126] M. Tang, P. C. Pistorius und J. L. Beuth. „Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion“. In: *Additive Manufacturing* 14 (2017), S. 39–48. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2016.12.001.
- [127] L. Thijs u. a. „A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V“. In: *Acta Materialia* 58.9 (2010), S. 3303–3312. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.
- [128] T. Eagar und N. Tsai. „Temperature Fields Produced by Traveling Distributed Heat Sources“. In: *Welding Journal* 62 (1983), S. 346–355.
- [129] R. Rai u. a. „Heat transfer and fluid flow during keyhole mode laser welding of tantalum, Ti–6Al–4V, 304L stainless steel and vanadium“. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 40.18 (2007), S. 5753–5766. ISSN: 0022-3727. DOI: 10.1088/0022-3727/40/18/037.
- [130] V. V. Semak u. a. „Melt pool dynamics during laser welding“. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 28.12 (1995), S. 2443. ISSN: 0022-3727. DOI: 10.1088/0022-3727/28/12/008.

-
-
- [131] A. M. Rubenchik, W. E. King und S. S. Wu. „Scaling laws for the additive manufacturing“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 257 (2018), S. 234–243. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.034.
- [132] T. Mukherjee u. a. „Mitigation of thermal distortion during additive manufacturing“. In: *Scripta Materialia* 127 (2017), S. 79–83. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.09.001.
- [133] Alexander Großmann u. a. „Optimization and re-design of a metallic riveting tool for additive manufacturing—A case study“. In: *Additive Manufacturing* 31 (2020), S. 100892. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100892.
- [134] Swee Leong Sing, Florencia Edith Wiria und Wai Yee Yeong. „Selective laser melting of titanium alloy with 50 wt% tantalum: Effect of laser process parameters on part quality“. In: *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 77 (2018), S. 120–127. ISSN: 0263-4368. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2018.08.006.
- [135] L. Yang u. a. „Continuous graded Gyroid cellular structures fabricated by selective laser melting: Design, manufacturing and mechanical properties“. In: *Materials & Design* 162 (2019), S. 394–404. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.12.007.
- [136] L. Scime und J. Beuth. „Using machine learning to identify in-situ melt pool signatures indicative of flaw formation in a laser powder bed fusion additive manufacturing process“. In: *Additive Manufacturing* 25 (2019), S. 151–165. ISSN: 22148604. DOI: 10.1016/j.addma.2018.11.010.
- [137] J. H. Brown und G. B. West. *Scaling in biology*. New York: Oxford University Press, 2000. ISBN: 978-0195131420.
- [138] G. B. West, J. H. Brown und B. J. Enquist. „A general model for the origin of allometric scaling laws in biology“. In: *Science (New York, N.Y.)* 276.5309 (1997), S. 122–126. DOI: 10.1126/science.276.5309.122.
- [139] C. Mittelstedt. *Energiemethoden der Elastostatik*. 1. Auflage. Darmstadt: Studienbereich Mechanik Technische Universität Darmstadt, Herbst 2017. ISBN: 9783935868983.
- [140] S. M. Ahmadi u. a. „Mechanical behavior of regular open-cell porous biomaterials made of diamond lattice unit cells“. In: *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials* 34 (2014), S. 106–115. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2014.02.003.

-
- [141] S. Amin Yavari u. a. „Fatigue behavior of porous biomaterials manufactured using selective laser melting“. In: *Materials science & engineering. C, Materials for biological applications* 33.8 (2013), S. 4849–4858. DOI: 10.1016/j.msec.2013.08.006.
- [142] T. Tancogne-Dejean u. a. „3D Plate-Lattices: An Emerging Class of Low-Density Metamaterial Exhibiting Optimal Isotropic Stiffness“. In: *Advanced materials (Deerfield Beach, Fla.)* 30.45 (2018), S. 1803334. DOI: 10.1002/adma.201803334.
- [143] G. B. West, J. H. Brown und B. J. Enquist. „The fourth dimension of life: Fractal geometry and allometric scaling of organisms“. In: *Science (New York, N.Y.)* 284.5420 (1999), S. 1677–1679. DOI: 10.1126/science.284.5420.1677.
- [144] P. F. Pelz und A. Vergé. „Validated biomechanical model for efficiency and speed of rowing“. In: *Journal of biomechanics* 47.13 (2014), S. 3415–3422. ISSN: 0021-9290. DOI: 10.1016/j.jbiomech.2014.06.037.
- [145] G. I. Barenblatt. *Scaling*. Cambridge: Cambridge University Press, 2003. ISBN: 9780511814921. DOI: 10.1017/CB09780511814921.
- [146] D. B. Hann, J. Iammi und J. Folkes. „A simple methodology for predicting laser-weld properties from material and laser parameters“. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 44.44 (2011), S. 445401. ISSN: 0022-3727. DOI: 10.1088/0022-3727/44/44/445401.
- [147] E. Buckingham. „On Physically Similar Systems; Illustrations of the Use of Dimensional Equations“. In: *Physical Review* 4.4 (1914), S. 345–376. DOI: 10.1103/PhysRev.4.345.
- [148] J. Straub, A. Weinzierl und M. Zell. „Thermokapillare Grenzflächenkonvektion an Gasblasen in einem Temperaturgradientenfeld“. In: *Wärme- und Stoffübertragung* 25.5 (1990), S. 281–288.
- [149] R. M. Christensen. „Mechanics of cellular and other low-density materials“. In: *International Journal of Solids and Structures* 37 (2000), S. 93–104.
- [150] J. Hohe und W. Becker. „Effective stress-strain relations for two-dimensional cellular sandwich cores: Homogenization, material models, and properties“. In: *Applied Mechanics Review* Vol. 55, No. 1 (2002), S. 61–87.
- [151] S. Balawi und J. L. Abot. „The effect of honeycomb relative density on its effective in-plane elastic moduli: An experimental study“. In: *Composite Structures* 84.4 (2008), S. 293–299. DOI: 10.1016/j.compstruct.2007.08.009.

-
- [152] W. Becker und D. Gross. *Mechanik elastischer Körper und Strukturen*. Berlin, Heidelberg und s.l.: Springer Berlin Heidelberg, 2002. ISBN: 978-3540435112. DOI: 10.1007/978-3-642-56124-5.
- [153] K. E. Evans und A. Alderson. „Auxetic Materials: Functional Materials and Structures from Lateral Thinking!“ In: *Advanced Materials* 12.9 (2000), S. 617–628. ISSN: 0935-9648.
- [154] D. Rayneau-Kirkhope. „Stiff auxetics: Hierarchy as a route to stiff, strong lattice based auxetic meta-materials“. In: *Scientific reports* 8.1 (2018), S. 12437. ISSN: 2045-2322.
- [155] Deutsches Institut für Normung e.V. *Prüfung von metallischen Werkstoffen - Druckversuch an metallischen zellularen Werkstoffen*. Berlin, Oktober 2008.
- [156] Fraunhofer Institut für Lasertechnik, Hrsg. *Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion: AluGenerativ, Fkz.: 01RIO639A-D*. Aachen, 2010.
- [157] S. Demiray, W. Becker und J. Hohe. „Strain-energy based homogenisation of two- and three-dimensional hyperelastic solid foams“. In: *Journal of Materials Science* 40.22 (2005), S. 5839–5844. ISSN: 0022-2461. DOI: 10.1007/s10853-005-5017-6.
- [158] J. M. Gere und S. P. Timoshenko. *Mechanics of materials*. 3. SI ed., reprinted. London: Chapman & Hall, 1995. ISBN: 978-0412368806.
- [159] R. Hill. „A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals“. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* 193.1033 (1948), S. 281–297. ISSN: 0080-4630. DOI: 10.1098/rspa.1948.0045.
- [160] A. Bauereiß, T. Scharowsky und C. Körner. „Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214.11 (2014), S. 2522–2528. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.05.002.
- [161] Galina Kasperovich u. a. „Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting“. In: *Materials & Design* 105 (2016), S. 160–170. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.070.
- [162] G. Campoli u. a. „Mechanical properties of open-cell metallic biomaterials manufactured using additive manufacturing“. In: *Materials & Design* 49 (2013), S. 957–965. ISSN: 02613069. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.01.071.

Abbildungsverzeichnis

1.1. Mehrwert der additiven Fertigung gegenüber konventionellen Fertigungsverfahren.	2
1.2. Darstellung der Gliederung der Arbeit.	5
2.1. Schematische Verfahrensbeschreibung der Prozesskette zum pulverbasierten Laserstrahlschmelzen.	9
2.2. Einflussreichste Prozessparameter beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen.	12
2.3. Schichtweises Versetzen von Belichtungsflächen zur Reduktion von Poren bedingt durch die Schmelzbadgeometrie.	13
2.4. Mögliche Belichtungsstrategien für unterschiedliche Bauteilabmessungen.	14
2.5. Grundlegende Begrifflichkeiten des pulverbasierten Laserstrahlschmelzens in Anlehnung an die VDI Richtlinien 3405 Blatt 2 [56] und Blatt 3 [39].	14
2.6. Treppenstufeneffekt beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen. .	15
2.7. Schematische Darstellung einer Zugprobe (links) und Prüfkfiguration zur Ermittlung des Einflusses der Bauteilorientierung und Oberfläche auf die mechanischen Kennwerte (rechts).	16
2.8. Abhängigkeit mechanischer Eigenschaften von Bauteilorientierung und Oberfläche für AlSi10Mg. (a) Elastizitätsmodul, (b) Zugfestigkeit, (c) Bruchdehnung. Gezeigt sind die gemessenen Werte und der Vergleich zur Herstellerangabe nach Materialdatenblatt [62]	17
2.9. Untersuchte plattenbasierte 2.5D-Hexagonalkernstrukturen. . . .	18
2.10. Untersuchte strebenbasierte 3D-Gitterstrukturen.	19
2.11. Geometrische Größen bei Hexagonalkernen (links) und Gitterstrukturen (rechts).	19
2.12. (a) Charakteristisches Spannungs-Stauchungs-Verhalten von zellulären Strukturen [58]. (b) Spannungs-Stauchungs-Verhalten zellulärer Strukturen für zunehmende relative Dichten am Beispiel einer biegedominierten Struktur.	22

3.1.	Einfluss der Belichtungsstrategie auf die Qualität von f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg	25
3.2.	Einfluss des Energieeintrags E_l auf die Porosität bei f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg, die mit Konturbelichtung gefertigt wurden. (a) Hoher Energieeintrag (b) Optimierter Energieeintrag	26
3.3.	Prozessfenster als P - v -Diagramm mit stabilem Prozessfensterbereich (grün) und anliegenden Prozessfensterbereichen und repräsentativen mit Konturbelichtung gefertigten Schmelzbahnen aus AlSi10Mg.	29
3.4.	Querschnittsänderung am Wendepunkt einer Konturbelichtung an einer AlSi10Mg Probe.	32
3.5.	Produktentwicklungsprozess für laseradditive Fertigungsverfahren nach [8].	35
3.6.	Entwicklung eines generativen Bauteilentwurfs nach [8] am Beispiel eines Stanznietwerkzeugs [133].	35
3.7.	Benchmark verschiedener Fertigungsverfahren eines Stanznietwerkzeugs nach [133]	37
4.1.	Untersuchte Belichtungsstrategien. (a) Einzelbahnbelichtung, (b) Konturbelichtung von Rechteck- und Rundquerschnitten.	44
4.2.	(a) Probekörper als CAD (links) und geschliffen (rechts) für Breitenvermessung (b) In Epoxydharz getränkte Probekörper zur Erstellung von polierten Schliffbildern	46
4.3.	Auswertung der Schmelzbadbreite als Funktion der Linienenergie. Die Werte für Ti6Al4V wurden aus der Literatur entnommen [52].	47
4.4.	Schmelzraupen für die Pulverwerkstoffe 316L, IN625, AlMgSc und AlSi10Mg, die bei einer Linienenergie von $\approx 200 \text{ J m}^{-1}$ gefertigt wurden.	49
4.5.	Überschmelzen bei der Fertigung von Rundquerschnitten mittels Konturbelichtung (rot). Das Schliffbild zeigt eine f2ccz-Gitterstruktur aus AlSi10Mg in der Seitenansicht (links) sowie eine vertikale Strebe in der Draufsicht (rechts), die mit einem CAD-Strebendurchmesser von $d_h = 100 \text{ }\mu\text{m}$ gefertigt wurden.	50
4.6.	Prozessfenster zur Bewertung der Qualität von f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg. Die höchste Bauteilqualität wurde im blau grundierten Bereich erreicht.	51
4.7.	Breitenmessung von Gitterstrukturen (a) Repräsentative Probekörper mit 5x5x5 Einheitszellen und einer Kantenlänge von 10 mm pro Probekörper und (b) Schliffbild unter Lichtmikroskop von eingetränktem Probekörper.	52

4.8. Korrelation zwischen Strebenbreite bei f2ccz-AlSi10Mg-Gitterstrukturen und (a) Laserleistung bzw. (b) Scangeschwindigkeit.	53
4.9. Korrelation zwischen Strebenbreite und Linienenergie.	53
4.10. Strebenbreite als Funktion der Linienenergie beim Rechteckquerschnitt für (a) 316L, (b) IN625, (c) AlSi10Mg und (d) AlMgSc. . .	55
4.11. Mit Konturbelichtung gefertigte Probekörper bei einer Linienenergie $E_l \approx 200 \text{ J m}^{-1}$	56
4.12. Ersatzmodell zur Ermittlung der Schmelzbadbreite einer Einzelschmelzbahn	57
4.13. Korrelation experimenteller Daten in dimensionsloser Darstellung für Einzelbahnbelichtung.	59
4.14. Ersatzmodell zur Ermittlung der Strebenbreite bei der Konturbelichtung	61
4.15. Korrelation experimenteller Daten für die Strebenbreite in dimensionsloser Darstellung für Konturbelichtung.	62
4.16. Schmelzbahnablösung infolge Pulververarmung bei zunehmendem Spurabstand.	63
4.17. Ausgewählte Schliffproben aus Abb. 4.15 in der Vorderansicht. . .	64
5.1. Typische Parametrisierung eines Hexagonalkerns nach [2].	66
5.2. Realisierbare Strukturen und repräsentative Volumenelemente zur Ermittlung der exakten relativen Dichte.	66
5.3. Vergleich der approximierten relativen Dichte nach Gl. (5.1) mit exakter Berechnung gemäß Tab. 5.1 (a) als Funktion des Zellwandwinkels θ für $h/l = 1$ und $t = 4 \text{ mm}$ und (b) der Zellwanddicke t	67
5.4. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte hexagonaler Strukturen.	68
5.5. Betrachtete Belastungsfälle zur Ermittlung effektiver Eigenschaften von Hexagonalkernen und zugehöriges repräsentatives Volumenelement, das die Anforderung der Periodizität erfüllt.	69
5.6. Verschiebungen des repräsentativen Volumenelements für den Lastfall σ_1 (oben) und σ_2 (unten). Die drei Darstellungen variieren in ihrem Koordinatenursprung. Das von Abb. 5.5 abweichende repräsentative Volumenelement wurde zur Veranschaulichung der Verschiebung gewählt.	70
5.7. Lagerreaktionen sowie Normalkraft-, Querkraft- und Momentenverläufe für die Lastfälle 1 (oben) und 2 (unten).	70
5.8. Aufbringen einer Einheitslast an Punkt D, um die Verschiebung u des Punktes D in 2-Richtung im Lastfall 1 mit dem Kraftgrößenverfahren und 2. Satz von Castigliano zu ermitteln.	72

5.9. Vergleich der oben hergeleiteten analytischen Methode mit bestehenden Modellen aus der Literatur von Gibson & Ashby [2], Masters & Evans [67] sowie Shi & Tong [68].	80
5.10. Voruntersuchung zur maximalen Bauhöhe h einzelner Plattensegmente für verschiedene Polarwinkel φ und Azimutwinkel ϑ	81
5.11. Prozessabhängige Werkstoffdichte hexagonaler Strukturen (oben) und repräsentative Schliffbilder der Strukturen, die mit dem jeweiligen Energieeintrag gefertigt wurden (unten).	82
5.12. Prozessabhängigkeit der relativen Dichte im Vergleich mit der analytischen Lösung nach Tab. 5.1.	82
5.13. (a) Bauplattform mit Prüfkörpern, die dreimal gedruckt wurde, um eine statistisch repräsentative Anzahl von Proben zu erhalten. (b) Prüfaufbau an der Prüfmaschine vom Typ Zwick/Roell Z100. . . .	83
5.14. Exemplarisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für Probekörper, die mit der Volumenenergie $E_V = 100 \text{ J mm}^{-3}$ und $E_V = 61.4 \text{ J mm}^{-3}$ gefertigt wurden, und repräsentative Verformungsbilder der Prüfkörper.	83
5.15. Bruchebenen repräsentativer Prüfkörper, die in x_1 - und x_2 -Richtung geprüft wurden, um die effektiven Elastizitätsmoduln E_1^* und E_2^* zu ermitteln.	84
5.16. Skalierungsgesetze zu den effektiven Elastizitätsmoduln E_1^*/E_S und E_2^*/E_S als Funktion der relativen Dichte. Vergleich zwischen hergeleiteter Analytik, Numerik und experimentellen Untersuchungen.	85
6.1. Schematische Darstellung der Strebenüberlappung nach [44]. Die Größen x , a und t sind Überlappungslänge, Zellweite und Strebenbreite.	88
6.2. Parametrisierung einer Einzelstrebe.	88
6.3. Monte-Carlo-Integration zur Ermittlung der relativen Dichte. Hier wird eine f2ccz-Gitterstruktur dargestellt, bei der nur die Streben volumina gefüllt sind.	89
6.4. Einfluss der Überlappung in den Knoten bei der Berechnung der relativen Dichte. Hier wurden Literaturdaten von Merkt miteinbezogen [100].	90
6.5. Numerische Parameterstudie mit Monte-Carlo-Integration zur relativen Dichte von Gitterstrukturen.	91
6.6. Homogenisierungsverfahren zur Ermittlung effektiver Eigenschaften bei Gitterstrukturen.	91
6.7. Parametrisierung und Koordinatensysteme an einer generischen Gitterstrebe.	94

6.8. Vereinfachung des RVE durch Symmetrie.	95
6.9. Lastfall und Randbedingungen für ein reduziertes RVE (links) und eine Einzelstrebe (rechts)	96
6.10. RVE für Kontinuums-FEA (links) und zugehörige Vernetzung (rechts).103	
6.11. Vergleich der geschlossen-analytischen Modellbildung mit numerischen und Literaturwerten [100] für eine f2ccz-Gitterstruktur. . 105	
6.12. Vergleich der geschlossen-analytischen Modellbildung für die Steifigkeit E_2^* mit numerischen und Literaturwerten [44] für eine fcc-, f2ccz- sowie f2bcc-Gitterstruktur.	106
6.13. Vergleich der analytischen Methode für die Streckgrenze $R_{p0.2}$ mit Literaturwerten [44] für eine fcc-, f2ccz- sowie f2bcc-Gitterstruktur.107	
6.14. Parameterstudie zu den effektiven Elastizitätsmoduln.	108
6.15. Parameterstudie zu den effektiven Schubmoduln.	108
6.16. Parameterstudie zu den effektiven Streckgrenzen unter axialer Belastung.	109
6.17. Parameterstudie zu den effektiven Streckgrenze unter Schubbelastung.	109
6.18. Parameterstudien zu den Verzerrungsenergiedichten im linear-elastischen Bereich.	110
6.19. Fertigungseinflüsse beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen dünnwandiger Gitterstrukturen.	112
6.20. Einfluss der Linienenergie auf die Oberflächenqualität von f2ccz-Gitterstrukturen.	113
6.21. Fertigungseinflüsse beim pulverbasierten Laserstrahlschmelzen. (a) Formabweichungen, (b) plastisch deformierte Streben durch Beschichterkontakt, (c) Knoteneinschnürung durch starke Querschnittsänderung, (d) Fragmentbildung bei niedrigen Laserleistungen.	121
6.22. Einfluss des Strebendurchmessers auf den Treppenstufeneffekt (a) Schematische Skizze, (b) Messergebnisse.	122
6.23. Relative Dichte im Vergleich zu Approximation, numerischer Berechnung und experimentellen Untersuchungen mit archimedischer Dichtemessung für (a) Mittelwert aller Experimente, (b) $E_1 = 61 \text{ J m}^{-1}$, (c) $E_1 = 126 \text{ J m}^{-1}$, (d) $E_1 = 208 \text{ J m}^{-1}$	122
6.24. Prozesseinfluss auf die Werkstoffdichte von AlSi10Mg-f2ccz-Gitterstrukturen. (a) Werkstoffdichte für verschiedene Energieeinträge und Aspektverhältnisse und repräsentative Gitterstrukturen für (b) $E_1 = 61 \text{ J m}^{-1}$ (c) $E_1 = 126 \text{ J m}^{-1}$ (d) $E_1 = 208 \text{ J m}^{-1}$	123

6.25. Last-Weg-Kurven für Gitterstrukturen mit den Aspektverhältnissen $a/d = 4, 6, 8$ und 10 . Hier wurde der Strebendurchmesser konstant gehalten und die Zellweite verändert. Die Proben wurden mit $P = 200 \text{ W}$ und $v = 3300 \text{ mm s}^{-1}$ hergestellt und enthielten einen mittleren Strebendurchmesser von $d = 287 \text{ }\mu\text{m}$	124
6.26. Iterative Vorbelastung der Probekörper zur Reduktion von Fertigungsimperfectionen, die zu einer Verminderung der Steifigkeit und nichtlinearem Verhalten im Bereich der reversiblen Deformation führen. Kraft-Weg-Diagramme für die Aspektverhältnisse (a) $a/d = 6$ und (b) $a/d = 8$	124
6.27. Konvergenz der Steifigkeit bei stufenweise steigender Erstbelastung F_{erst} gegenüber der jeweiligen Maximalkraft F_{max} aus Abb. 6.25.	125
6.28. Effektive spezifische Steifigkeit über (a) Aspektverhältnis und (b) relativer Dichte im Vergleich mit Untersuchungen von Rehme [44]. Für die Normierung der Steifigkeit wurde ein E-Modul von $E_s = 70 \text{ GPa}$ angenommen.	125
6.29. Effektive spezifische Festigkeit über (a) Aspektverhältnis und (b) relativer Dichte. Für die Normierung der Festigkeit wurde eine Streckgrenze $\sigma_s = 210 \text{ MPa}$ [62] angenommen.	126
6.30. Einflussfaktoren auf die Bauteilposition von additiv gefertigten Gitterstrukturen	126
6.31. Positionseinfluss auf die Gittersteifigkeit E^*	127
6.32. Positionseinfluss auf die Gitterplateauspannung R_{max}	127
D.1. Prozessfenster AlSi10Mg als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbelichtung.	171
D.2. Prozessfenster 316L als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbelichtung.	172
D.3. Prozessfenster IN625 als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbelichtung.	173
D.4. Prozessfenster Scalmalloy als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbelichtung.	174
F.1. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen.	177
F.2. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$	178
F.3. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$	179
F.4. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$	179

F.5. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$	180
F.6. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$	180
F.7. Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$	181

Tabellenverzeichnis

2.1. Gibson-Ashby-Modell für effektives mechanisches Verhalten zellulärer Strukturen [2].	20
3.1. Repräsentativer Auszug zum Stand der Forschung zu experimentell ermittelten Eigenschaften von Gitterstrukturen im pulverbasierten Laserstrahlschmelzen.	41
4.1. Maschinen- und Materialdaten für die durchgeführten Versuche zur Einzelbahnbelichtung.	45
4.2. Koeffizienten c_1 und c_2 zur Ermittlung der Schmelzbadbreite $b = c_1 E_l^{c_2}$	46
4.3. Exemplarische Peclet-Zahlen für verschiedene Materialien bei einer Linienenergie $E_l \approx 200 \text{ J m}^{-1}$	48
4.4. Versuchsbedingungen für die Prozessfensterermittlung bei f2ccz-Gitterstrukturen aus AlSi10Mg	50
4.5. Koeffizienten c_1, c_2, c_3 zur Ermittlung der Strebenbreite d	54
4.6. Dimensionstabelle Einzelbahnbelichtung	58
4.7. Dimensionstabelle Konturbelichtung	61
5.1. Exakte Berechnung der relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für verschiedene Zellwandwinkel θ	67
5.2. Verschiebungs- und Verdrehungsrandbedingungen für ein repräsentatives Volumenelement einer Hexagonalkernstruktur. Der Eintrag '0' deutet einen gesperrten und '-' einen beweglichen Freiheitsgrad an.	69
5.3. Effektive Eigenschaften von Sonderfällen hexagonaler Strukturen, die mit dem oben beschriebenen Ansatz hergeleitet wurden. Für Dreiecke sind die Querkontraktionszahlen aufgrund der gewählten Randbedingungen nicht zu bestimmen.	79
5.4. Versuchsrahmenbedingungen zur Fertigung von Einzelplatten unter verschiedenen Polar- und Azimuthwinkeln.	79
5.5. Prozessparameter zur Fertigung hexagonaler Strukturen aus AlSi10Mg.	80

5.6.	Relative Dichten von im Druckversuch untersuchten Probekörpern.	81
5.7.	Ermittelte Plateauspannungen. Die mit * gekennzeichneten Prüfkörper versagten vorzeitig.	81
5.8.	Ermittelte effektive Elastizitätsmoduln in x_1 - und x_2 -Richtung mit Standardabweichung aus fünf Proben.	84
6.1.	Parameter des Gibson-Ashby Skalierungsgesetzes [2] für die mit unterschiedlichen Prozessparametern gefertigten f2ccz Gitterstrukturen aus AlSi10Mg. Relative Steifigkeit $E_2^*/E_S = C_1 (\rho^*/\rho_S)^{t_1}$, Relative Plateauspannung $\sigma_2^*/\sigma_S = C_2 (\rho^*/\rho_S)^{t_2}$	118
C.1.	Verwendete Materialkennwerte	169
E.1.	Randbedingungen für axiale Lastaufbringung für das $RV E_{sym}$ in Abb. 6.9 (links)	175
E.2.	Randbedingungen für Schublastaufbringung xy für das $RV E_{sym}$ in Abb. 6.9 (links)	175
E.3.	Randbedingungen für Schublastaufbringung xz für das $RV E_{sym}$ in Abb. 6.9 (links)	176

A. Veröffentlichungen

Teile der vorliegenden Dissertation wurden bereits in englischsprachigen Fachzeitschriften oder auf Fachkonferenzen publiziert. Diese sind nachfolgend aufgelistet.

Beiträge in Fachzeitschriften

- J. Souza, A. Großmann, C. Mittelstedt, *Micromechanical analysis of the effective properties of lattice structures in additive manufacturing*, Additive Manufacturing 23 (2018) 53-69
- A. Großmann, C. Mittelstedt, *Lightweight construction with two-dimensional cellular solids in additive manufacturing*, Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics 1 (2018)
- A. Großmann, J. Felger, T. Frölich, J. Gosmann, J. Souza, C. Mittelstedt, *Melt pool controlled laser powder bed fusion of customized low-density lattice structures*, Materials and Design 181 (2019) 108054
- A. Großmann, J. Gosmann, C. Mittelstedt, *Lightweight lattice structures in selective laser melting: Design, fabrication and mechanical properties*, Materials Science and Engineering: A 766 (2019) 138356
- A. Großmann, P. Weis, C. Clemen, C. Mittelstedt, *Optimization and re-design of a metallic riveting tool for selective laser melting – a case study*, Additive Manufacturing 31 (2019) 100892
- J. Weidmann, A. Großmann, C. Mittelstedt, *Laser Additive Manufacturing of Aluminum Honeycomb Structures: Theory, Manufacturing and Testing*, International Journal of Mechanical Sciences 180 (2020) 105639
- A. Großmann, J. Mölleney, J. Felger, H. Merschroth, M. Weigold, C. Mittelstedt, *Dimensionless process development for lattice structure design in laser powder bed fusion*, Materials and Design, accepted

Beiträge im Rahmen von Fachkonferenzen

- A. Großmann, J. Souza, C. Mittelstedt, *Mechanics of cellular solids and lattices and their lightweight potential in additive manufacturing*, SAMPE Europe Conference, Stuttgart, 14.-16. November 2017
- A. Großmann, J. Souza, J. Gosmann, C. Mittelstedt, *On the mechanics of lattice structures in selective laser melting*, ICCS21, Bologna, 4.-7. September 2018
- A. Großmann, J. Gosmann, H.-S. Stumpfl, C. Mittelstedt, *Lightweight design and mechanics of cellular solids in selective laser melting*, IUTAM Symposium on Mechanical Design and Analysis, Moskau, 20.-25. August 2018
- A. Großmann, J. Felger, T. Frölich, C. Mittelstedt, *Material independent characterisation of melt pool geometry in selective laser melting*, Int. Workshop on Aircraft System Technologies, Hamburg, 18.-20. Februar 2019
- A. Großmann, L. Kropholler, C. Mittelstedt, *Holistic scaling laws for melt pool characterization in laser additive manufacturing*, SimAM Pavia, 9.-11. September 2019
- G. Meyer, F. Brenne, A. Großmann, T. Niendorf, C. Mittelstedt, *Influence of the miniaturization effect on the effective stiffness of lattice structures in additive manufacturing*, SimAM Pavia, 9.-11. September 2019
- H.-S. Stumpfl, V. Bauch, E.-H. Jeong, L. Buchmann, S. Rau, A. Großmann, C. Mittelstedt, *Transition structure design for cellular lattice structures in selective laser melting*, Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress, Darmstadt, 30. September-02. Oktober 2019
- J. Weidmann, J. Mölleney, A. Großmann, C. Mittelstedt, *Honeycomb design in selective laser melting with AlSi10Mg*, Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress, Darmstadt, 30. September-02. Oktober 2019
- G. Meyer, P. Weis, A. Großmann, C. Clemen, C. Mittelstedt, *C-Frame design optimization for selective laser melting*, Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress, Darmstadt, 30. September-02. Oktober 2019
- A. Großmann, J. Felger, T. Frölich, C. Mittelstedt, *Laser driven design for cellular structures in selective laser melting*, Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress, Darmstadt, 30. September-02. Oktober 2019

-
- A. Großmann, L. Kropholler, J. Mölleney, T. Frölich, J. Gosmann, J. Souza, C. Mittelstedt, *Fertigungsgetriebe Gestaltung zellulärer Strukturen beim Laserstrahlschmelzen*, Additive Fertigung 2020, Potsdam, 13.-15. Mai 2020
 - C. Mittelstedt, J. Weidmann, A. Großmann, *Selektives Laserschmelzen metallischer zellulärer Mesostrukturen in Theorie, Herstellung und Experiment*, Additive Fertigung 2020, Potsdam, 13.-15. Mai 2020
 - A. Großmann, J. Felger, L. Kropholler, J. Mölleney, T. Frölich, J. Gosmann, J. Souza, C. Mittelstedt, *Material independent process development for lattice structure design in laser powder bed fusion*, Additive Manufacturing and Powder Metallurgy, Montreal, 27. Juni-1. Juli 2020
 - Y. Yang, A. Großmann, B.-X. Xu, *Multiphysics simulation in controlling melt pool properties during laser-based powder bed fusion (LPBF) of low-density lattice structures*, 14th World Congress on Computational Mechanics (WCCM), Paris, 19.-24. Juli 2020
 - A. Großmann, J. Felger, L. Kropholler, J. Weidmann, J. Mölleney, T. Frölich, J. Gosmann, J. Souza, C. Mittelstedt, *Cellular design and scaling law development in laser additive manufacturing*, 14th International Conference on Advanced Computational Engineering and Experimenting (ACEX 2020), Malta, 05.-09. Juli 2020
 - A. Großmann, H. Merschroth, J. Felger, G. Meyer, M. Weigold, P. Pelz, C. Mittelstedt, *Towards component series production in laser powder bed fusion by melt pool control*, Materials Science and Engineering (MSE) Congress, Darmstadt, 22.-25. September 2020

B. Abkürzungen und Symbole

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
AHC	Auxetische Honeycomb-Struktur
AM	Additive Manufacturing
AR	Aspektverhältnis (von engl. <i>aspect ratio</i>)
CAD	Computer Aided Design
DD	Dodekaeder
DfAM	Design for Additive Manufacturing
DM	Diamant-Struktur
DMLS	Direct Metal Laser Sintering
DOF	Freiheitsgrad (von engl. <i>Degree of Freedom</i>)
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
HC	Honeycomb-Struktur
HIP	Heißisostatisches Pressen
HK	Hohlkugel-Struktur
LPBF	laser powder bed fusion
OE	Oktaeder-Struktur
RE	Rhombenkuboktaeder
REM	Rasterelektronenmikroskop
RVE	Repräsentatives Volumenelement

Abkürzung	Beschreibung
SD	Schwartz-Diamant-Struktur
SG	Schoen-Gyroid-Struktur
SLM	Selektives Laserschmelzen
STL	Standard Tessellation Language
TE	Tetrakaidekaeder-Struktur
TPMS	Triply Periodic Minimal Surface

Lateinische Formelzeichen

Symbol	Beschreibung	Einheit
a/d	Aspektverhältnis	-
a	Zellweite	mm
b	Schmelzbadbreite	μm
c	Spez. Wärmekapazität	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
c_w	Widerstandsbeiwert	[-]
d	Strebendurchmesser	μm
d_{50}	Partikeldurchmesser bei 50 % Masseanteil	μm
d_h	Spurabstand, Hatch-Distance	μm
D	Thermische Diffusivität	$\text{m}^2 \text{s}^{-1}$
d_{bo}	Strahverschiebung	μm
d_s	Spurbreite	μm
E^*/E_S	Relative Steifigkeit	-
E	Steifigkeit	GPa
\bar{E}	Mittlere Steifigkeit	GPa
EA	Dehnsteifigkeit	kN
EI	Biegesteifigkeit	N mm^2
E_l	Linienenergie	J mm^{-1}
E_a	Flächenenergie	J mm^{-2}
E_σ	Strahlungsintensität	J mm^{-3}
E_v	Volumenenergie	J mm^{-3}

Symbol	Beschreibung	Einheit
F_o	<i>Fourier</i> Zahl	-
F_i	Kraftkomponente	N
F_{plt}	Plateaukraft	N
GA	Schubsteifigkeit	N
ΔH	Spezifische Enthalpie	J
h	Höhe eines Hexagonalkerns	mm
h_S	Spezifische Schmelzenthalpie	J kg ⁻¹
K	Schubkorrekturfaktor	-
l	Länge	mm
l_s	Schichtdicke	µm
L_F	<i>Lack-of-Fusion</i> Zahl	-
M	Biegemoment	N m
Ma	Marangoni Zahl	-
m_L	Probengewicht in Luft	kg
m_W	Probengewicht in Wasser	kg
N	Normalkraft	N
n_{Gitter}	Anzahl Punkte im Gittervolumen	-
n_{RVE}	Anzahl Punkte im Volumen des RVE	-
P	Laserleistung	W
P_+	Spez. Leistung	-
Pe	<i>Peclet</i> Zahl	-
Q	Querkraft	N
$R_{p0.2}$	0.2%-Dehngrenze	MPa
r	Laserradius	µm
Re	Reynolds-Zahl	[-]
R_{max}	Druckfestigkeit	N mm ⁻²
\bar{R}_{max}	Mittlere Druckfestigkeit	N mm ⁻²
t	Wanddicke	µm
T_{bp}	Plattformtemperatur	°C

Symbol	Beschreibung	Einheit
T_l	Liquidustemperatur	K
ΔT_l	Differenz Liquidustemperatur zu Bauplattformtemperatur	K
u_i	Verschiebungskomponente	m
u_{MS}	Verschiebung Maschinensteifigkeit	mm
u_{PK}	Verschiebung Prüfkörper	mm
v	Scangeschwindigkeit	mm s ⁻¹
V_S	Volumen d. Probekörpers	mm ³
V^*	Volumen d. repräsentativen Volumenelements	mm ³

Griechische Formelzeichen

Symbol	Beschreibung	Einheit
α	Absorptivität	-
ε	Dehnung	-
η	Wirkungsgrad	-
λ	Wärmeleitfähigkeit	W m ⁻¹ K ⁻¹
μ	Dynamische Viskosität	kg m ⁻¹ s ⁻¹
ν_S	Querkontraktion	-
φ	Polarwinkel	°
$\bar{\Pi}_i$	Komplementäre Verzerrungsenergiedichte	J
ρ	Dichte	kg m ⁻³
$\bar{\rho}$	Werkstoffdichte	kg m ⁻³
ρ_S	Probendichte	kg m ⁻³
ρ^*/ρ_S	Relative Dichte	-
σ^*/σ_S	Relative Festigkeit	-
σ	Spannung	-
σ_{buckle}^*	Beulspannung	MPa
σ_l	Fokusbildungsdurchmesser	µm

Symbol	Beschreibung	Einheit
σ_{yield}^*	Plateauspannung	MPa
ϑ	Azimutwinkel	°
θ	Zellwinkel Hexagonalkern	°
ξ	Skalierungsfaktor Schmelzbadbreite zu Schmelzbadhöhe	-

C. Materialdaten

Materialdatentabelle

	d_{50} [μm]	λ [$\text{W K}^{-1} \text{m}^{-1}$]	ρ [kg m^{-3}]	c [$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$]	T_l [K]
AlSi10Mg	48	140	2670	910	870
Ti6Al4V	-	6.7	4410	526.3	1933
1.4404	28	20	7900	700	1723
IN 625	30	30.05	8440	735	1623
1.2709	-	15	8050	450	1445
AlMgSc	40	110	2640	980	912

Tabelle C.1.: Verwendete Materialkennwerte

D. Prozessfenster

Aluminium AlSi10Mg

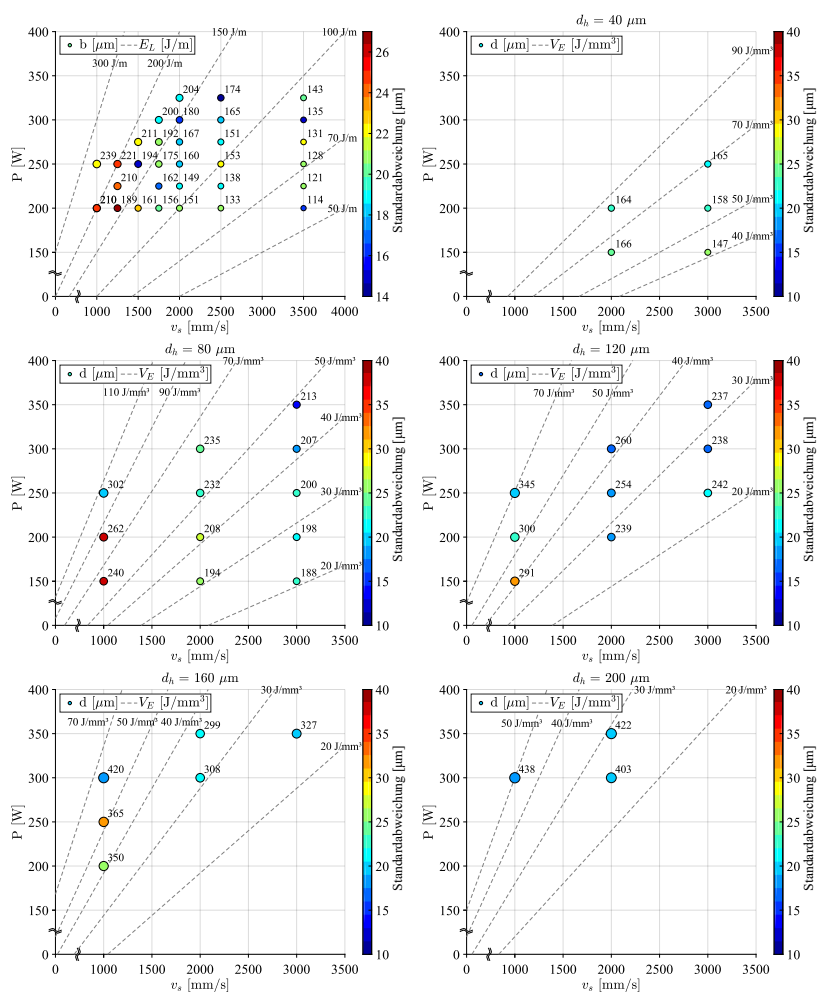


Abbildung D.1.: Prozessfenster AlSi10Mg als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbelichtung.

Edelstahl 316L

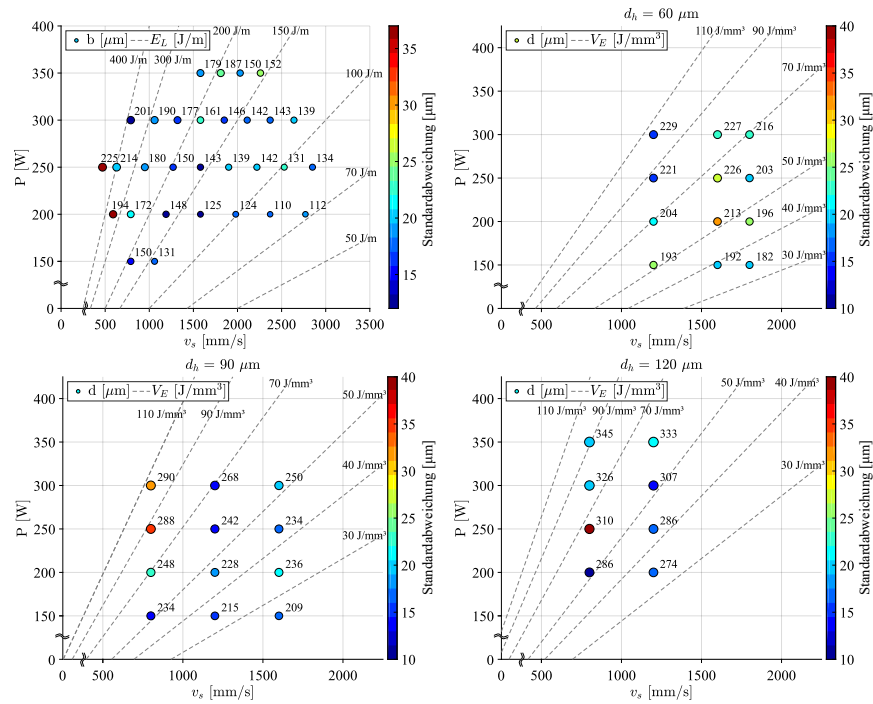


Abbildung D.2.: Prozessfenster 316L als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbearbeitung.

Inconel IN625

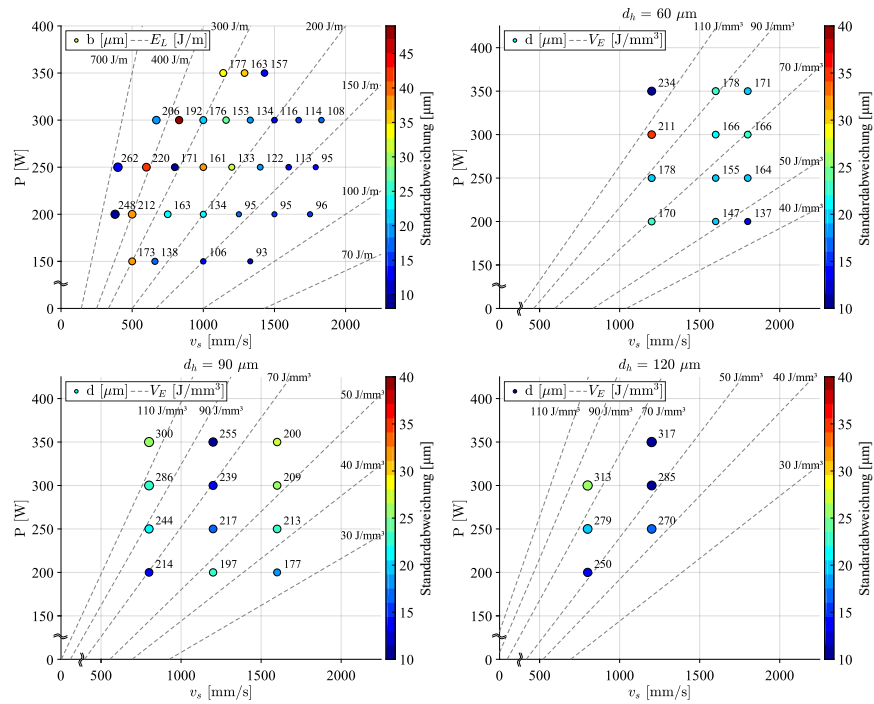


Abbildung D.3.: Prozessfenster IN625 als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbearbeitung.

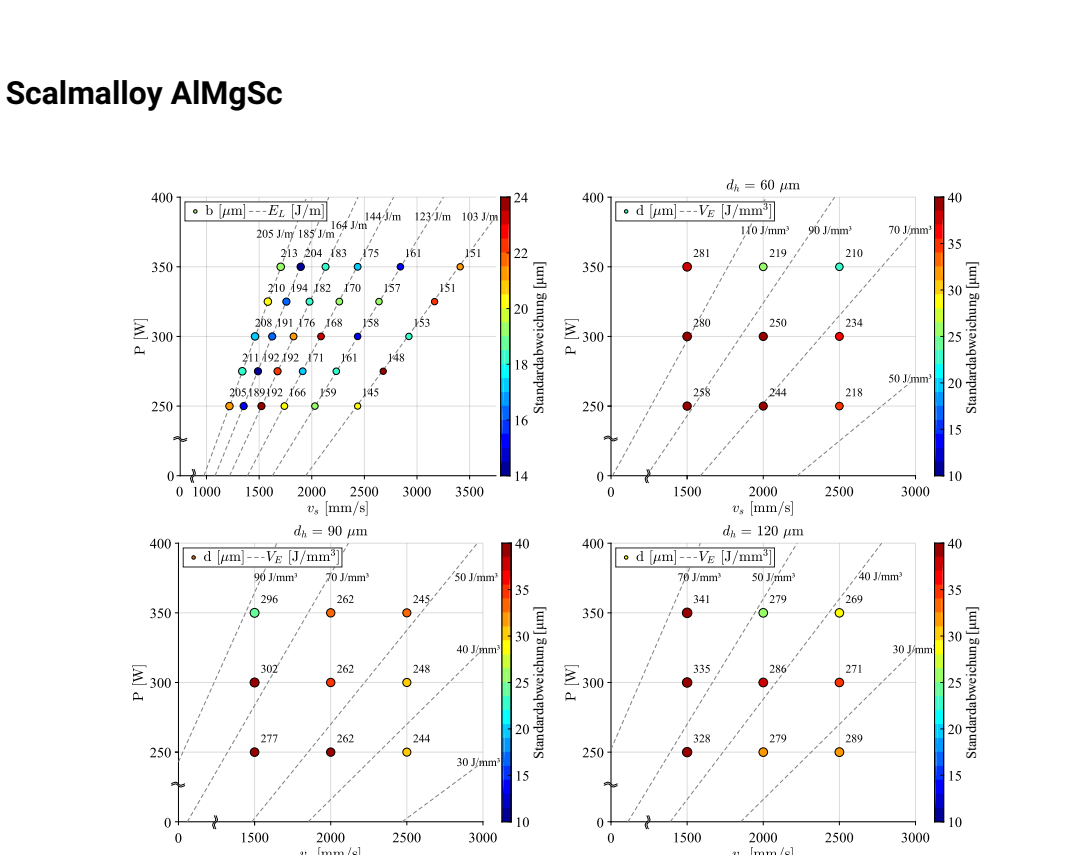


Abbildung D.4.: Prozessfenster Scalmalloy als P - v -Diagramm für Einzelbahn- und Konturbelichtung.

E. Mikromechanische Modellierung

Effektive Eigenschaften

Randbedingungen

Die nachfolgenden Tabellen E.1 bis E.3 zeigen die gewählten Randbedingungen für die entsprechenden Lastfälle, wobei ,0‘ einen gesperrten und ,-‘ einen beweglichen Freiheitsgrad (DOF) andeutet.

DOF	O	P_1	P_2	P_3	P_4
u_1	-	0	0	-	-
u_2	-	0	0	0	0
u_3	-	-	0	0	-
Φ_i	0	0	0	0	-

Tabelle E.1.: Randbedingungen für axiale Lastaufbringung für das $RV E_{sym}$ in Abb. 6.9 (links)

DOF	O	P_1	P_2	P_3	P_4
u_1	-	0	0	0	0
u_2	0	0	0	-	-
u_3	0	0	0	0	0
Φ_1	0	0	0	0	0
Φ_2	0	0	0	0	0
Φ_3	0	0	0	-	-

Tabelle E.2.: Randbedingungen für Schublastaufbringung xy für das $RV E_{sym}$ in Abb. 6.9 (links)

DOF	O	P_1	P_2	P_3	P_4
u_1	-	-	0	0	-
u_2	0	0	0	0	0
u_3	-	0	0	-	-
Φ_1	0	0	0	0	-
Φ_2	0	-	0	-	-
Φ_3	0	0	0	0	-

Tabelle E.3.: Randbedingungen für Schublastaufbringung xz für das $RV E_{sym}$ in Abb. 6.9 (links)

Plastifizierung

Transformationsmatrizen

$$(t_{mp})_{ij} = \begin{bmatrix} \cos \theta_h & -\sin \theta_h & 0 \\ \sin \theta_h & \cos \theta_h & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (\text{E.1})$$

$$(t_{pc})_{ij} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \frac{\pi}{2} & -\sin \frac{\pi}{2} \\ 0 & \sin \frac{\pi}{2} & \cos \frac{\pi}{2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \cos(-\frac{\pi}{2}) & 0 & \sin(-\frac{\pi}{2}) \\ 0 & 1 & 0 \\ -\sin(-\frac{\pi}{2}) & 0 & \cos(-\frac{\pi}{2}) \end{bmatrix}$$

$$= \begin{bmatrix} 0 & 0 & -1 \\ -1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \end{bmatrix} \quad (\text{E.2})$$

$$(t_{cs})_{ij} = \begin{bmatrix} \cos \theta_s \cos \varphi_s & -\cos \theta_s \sin \varphi_s & \sin \theta_s \\ \sin \varphi_s & \cos \varphi_s & 0 \\ -\sin \theta_s \cos \varphi_s & \sin \theta_s \sin \varphi_s & \cos \theta_s \end{bmatrix} \quad (\text{E.3})$$

F. Relative Dichte Hexagonalkerne

Als Funktion des Zellwandwinkels θ

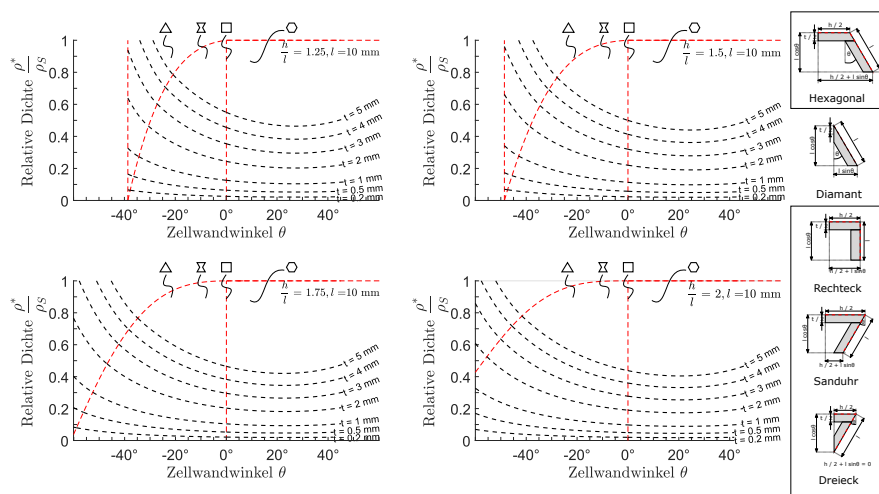


Abbildung F.1.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen.

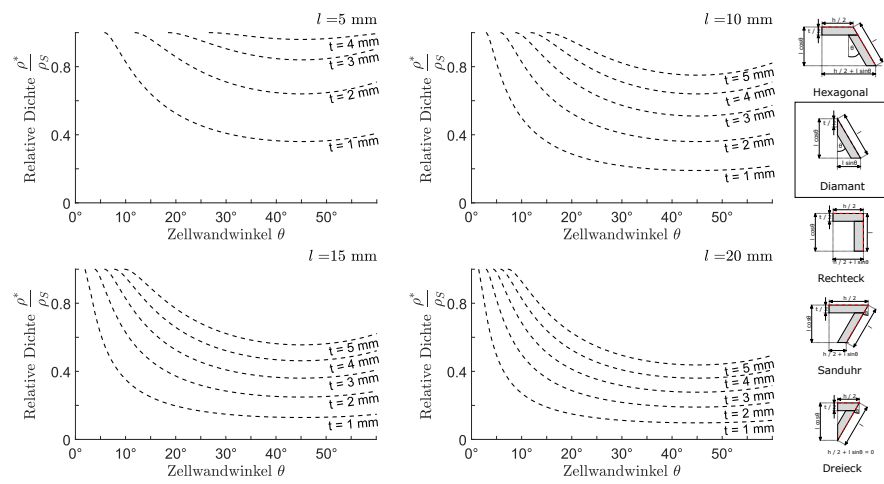


Abbildung F.2.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$.

Als Funktion der Zellwanddicke t

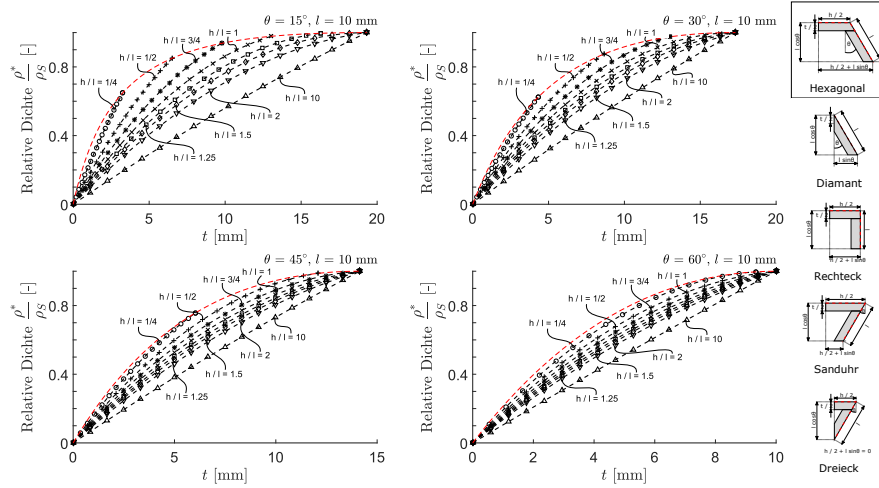


Abbildung F.3.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$.

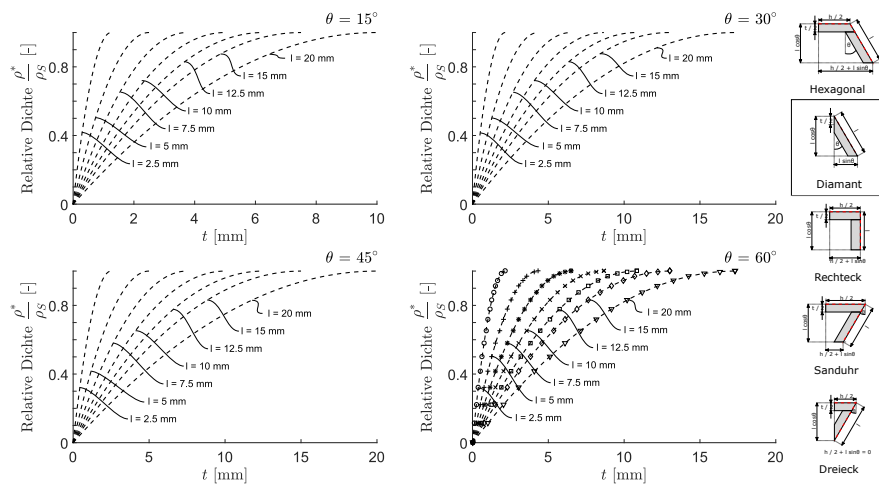


Abbildung F.4.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$.

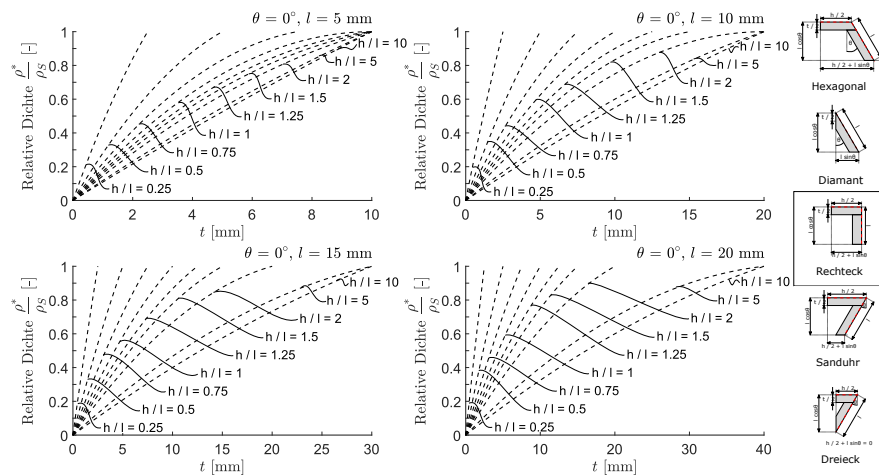


Abbildung F.5.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$.

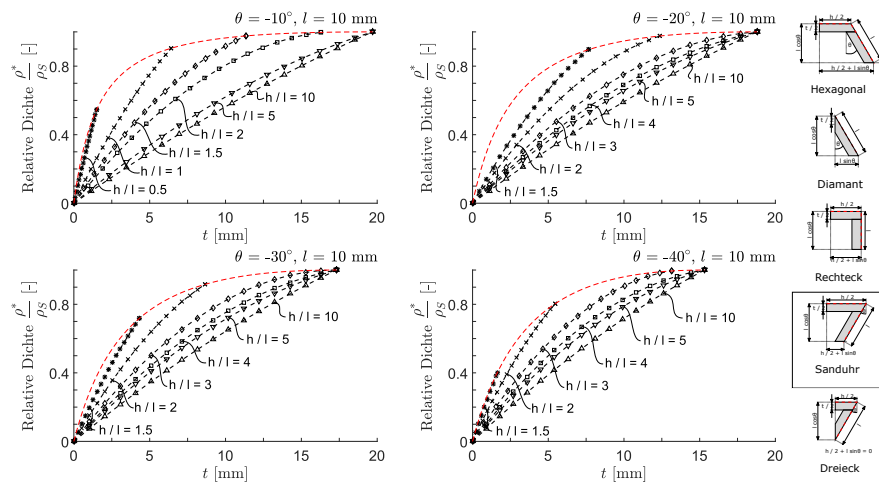


Abbildung F.6.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$.

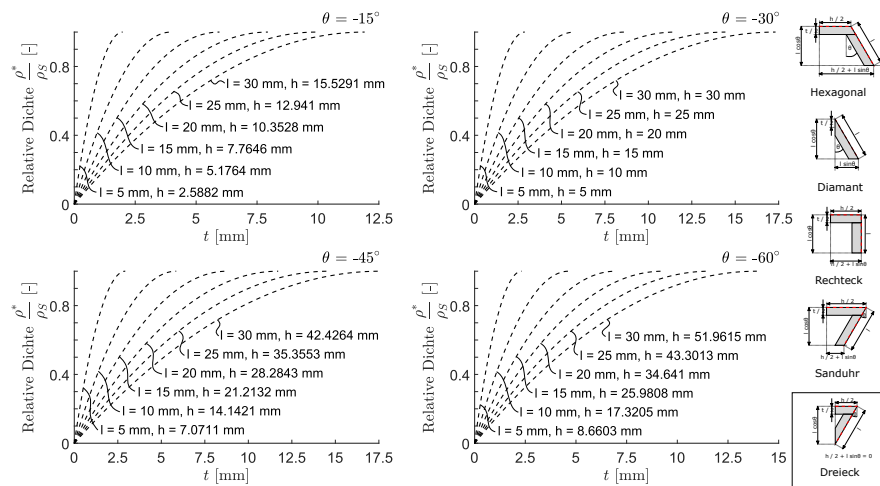


Abbildung F.7.: Parameterstudie zur exakten relativen Dichte von Hexagonalkernstrukturen für $h = 0$ und $\theta > 0^\circ$.